

特殊鋼

2011

7

The Special Steel ————— *Vol.60 No.4*

特集／やさしく知る損傷のメカニズム



特殊鋼

7

目次

2011

【編集委員】

委員長	並木 邦夫 (大同特殊鋼)
副委員長	久松 定興 (中川特殊鋼)
委員	福井 康二 (愛知製鋼)
〃	小椋 大輔 (神戸製鋼所)
〃	西森 博 (山陽特殊製鋼)
〃	出町 仁 (新日本製鐵)
〃	鎌田 芳彦 (住友金属小倉)
〃	本田 正寿 (大同特殊鋼)
〃	内藤 靖 (日新製鋼)
〃	縄田 隆男 (日本金属)
〃	加藤 方隆 (日本金属工業)
〃	山崎 浩郎 (日本高周波鋼業)
〃	佐藤 昌男 (日本冶金工業)
〃	加田 善裕 (日立金属)
〃	岡本 裕 (三菱製鋼)
〃	中村 哲二 (青山特殊鋼)
〃	池田 正秋 (伊藤忠丸紅特殊鋼)
〃	岡崎誠一郎 (UEX)
〃	池田 裕司 (三興鋼材)
〃	金原 茂 (竹内ハガネ商行)
〃	甘利 圭右 (平井)

【特集／やさしく知る損傷のメカニズム】

I. 総論

最近の損傷事例

… 地方独立行政法人東京都立産業技術研究センター 藤木 榮 2

II. 損傷のメカニズム

1. 工具鋼	日立金属(株)	加田 善裕	7
2. 構造用鋼	大同特殊鋼(株)	本田 正寿	11
3. ばね鋼	(株)神戸製鋼所	稲田 淳	15
4. 軸受鋼	山陽特殊製鋼(株)	常陰 典正	18
5. ステンレス鋼・耐熱鋼	日本冶金工業(株)	小林 裕	21
6. 快削鋼	愛知製鋼(株)	杉本 淳	25
7. 高炭素鋼線	新日本製鐵(株)	小此木 真	28

III. 支援技術

1. 損傷の分析・調査方法

(1) 疲労破壊、クリープ破壊、衝撃破壊、摩耗

… (株)日鐵テクノリサーチ 山本 広一 31

(2) 全面腐食、局部腐食、応力腐食割れ

… 住友金属テクノロジー(株) 東 茂樹 34

2. 損傷防止、改善に寄与する技術ソフト

(1) ESSO試験における動的き裂伝播停止特性 (Kca)

のFEM解析による評価

… (株)コベルコ科研 清水 洋志 38

(2) 冷間鍛造時の自由表面割れ発生予測技術

… (株)住友金属小倉 渡部 了 40

IV. 会員メーカーの損傷対策品、製法の紹介

高硬度・高耐食・高窒素ステンレス鋼：HNS-M

… 大同特殊鋼(株) 43



あらゆる素材を次世代に向けて



ISO 9001 (全事業所)

ISO 14001 (特殊鋼部門)

JCSS
0088

は計量法に基づくトレーサ
ビリティ制度のロゴです。

流量—小流量国家認定事業者



特殊鋼・高合金・半導体装置

株式会社 平井

<http://www.kk-hirai.co.jp/>

本社：〒103-0025 東京都中央区日本橋茅場町2丁目17番9号

TEL.03-3667-7311(大代表) FAX.03-3667-7341~4

営業所：所沢・北関東・名古屋・静岡 加工センター：所沢・北関東

システム事業部(半導体) システム事業部技術研究所

スーパーステンレス鋼.....	日本冶金工業(株)	44
耐ヒートクラック性、耐腐食疲労割れ特性等を改善した ダイカスト金型用鋼DAC-MAGIC®	日立金属(株)	45
“特集” 編集後記	三菱製鋼(株) 岡本 裕	46

●一人一題：「ガンバロウ日本」.....	大同特殊鋼(株) 野口 祐二	1
----------------------	----------------	---

■業界の動き	47
▲特殊鋼統計資料	50
★倶楽部だより（平成 23 年 4 月 21 日～ 6 月 20 日）	54
☆社団法人特殊鋼倶楽部 会員会社一覧	55

特集／「やさしく知る損傷のメカニズム」編集小委員会構成メンバー

役 名	氏 名	会 社 名	役 職 名
小委員長	岡本 裕	三 菱 製 鋼 (株)	技術管理部
委 員	本田 正寿	大 同 特 殊 鋼 (株)	特殊鋼事業部 特殊鋼商品開発 部 主任部員
〃	山崎 浩郎	日本高周波鋼業(株)	技術部 担当次長
〃	佐藤 昌男	日本冶金工業(株)	ソリューション営業部次長
〃	金原 茂	(株)竹内ハガネ商行	技術部長
〃	甘利 圭右	(株) 平 井	常務取締役



ばね用・精密機器用
特殊鋼二次製品

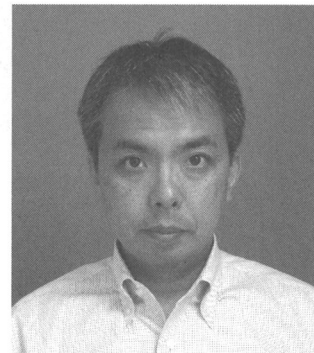
いかに より お役に立つか

株 式 会 社 **ブルー・スター**

本 社 〒101-0032 東京都千代田区岩本町3-11-11
 ☎ 03-3861-0101 FAX 03-3863-6153
 東京営業所 ☎ 03-3766-6301 FAX 03-3762-8130
 北関東支店 ☎ 0282-86-6613 FAX 0282-86-6513
 前橋支店 ☎ 027-266-8361 FAX 027-266-8363
 仙台支店 ☎ 0224-55-1184 FAX 0224-57-1587
 新潟ブルー・スター ☎ 025-260-7701 FAX 025-260-7812
 諏訪ブルー・スター ☎ 0266-53-0775 FAX 0266-58-0104

「ガンバロウ日本」

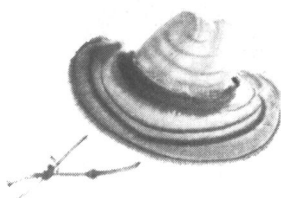
大同特殊鋼(株) 海外事業部 輸出部長 野口 祐二



今年も暑い夏がやって来た。ただ、今年は我々日本人にとって忘れることが出来ない年になることは間違いない。3月11日のあの日、私は出張で海外にいた。午後からの打ち合わせに入る直前に、現地のスタッフがさわぎだし、日本で起きていることを知ったのである。幸い自分の会社には一時間くらいで連絡をとることが出来たのだが、家族に連絡がとれたのは夜遅くであったことを記憶している。それから、一週間くらい後の東京で不思議な光景を目の当たりにする。私が普段、通勤で通っている品川駅高輪口前の大きな交差点に、人が全くいないのである。時間は、平日の夕方6時。普段であれば、多くの雑踏で埋め尽くされている場所である。連日、テレビで東北地方の惨状を目にしながらも、普段見慣れている光景が大きくガラリと変わってしまったことへの驚きと、日本の将来に対する不安を強く感じた。個人でも、会社でもなく、「この日本をなんとかしなければ」と強く感じた瞬間でもあった。それから、数カ月が立ち冒頭述べた暑い季節が近づくにつれ、海外へ避難した多くの外国人ビジネスマン、観光客が品川に戻り、かの交差点も多くの人でごったがえす状況に成りつつある。

ところで昨今、アジア地域の台頭が世界経済を牽引する一方で、その一員である日本の影響力低下が叫ばれるようになって久しい。今回の大震災で日本の物づくり力が、世界経済にいかん貢献しているかが再評価されたのは事実であるが、海外との取引を通じて成長して来た日本にとって「円高」、「株安」、「原料高」といった三重苦に、昨今の「電力問題」が加わり、将来にわたっての成長性を、この日本で確保することが非常に難しい状況になってしまったと言われている。そうした逆境の中で、海外に活路を求めたいと願う企業が多く出るのを避けることが出来ないし、我々が日々悪戦苦闘しているマーケットを考えれば、その流れは必然と言わざるを得ないのかも知れない。

しかし、震災後に感じた「この日本をなんとかしなければ」という強い思いを、多くの人が持ち続けることが出来れば、必ずこの日本の地で、成長を実現出来るのではないだろうか。震災後、様相が一変した品川駅高輪口の交差点の様子は、時間の経過とともに、もとに戻ったが、そこで感じた日本に対する「熱き心」が、もとに戻ってしまわないようにと、常々自分に言い聞かせている、今日この頃である。 - 「ガンバロウ日本」 -



特集

やさしく知る損傷のメカニズム

I. 総論

最近の損傷事例

地方独立行政法人東京都立産業技術研究センター
城南支所 専門相談員

ふじき
藤木

さかえ
榮

まえがき

機械部品や搬送用部品、家電製品、構造物など長寿命化を目的として、各種の部品を設計する場合、金属組織学的、材料力学的、破壊力学的などの立場から検討を加え、安全係数を決めている。しかしながら、それにも関わらず、短時間使用で損傷が発生し、時としては社会的な問題となる場合がある。

損傷の主な原因は、環境も含めた、過大な外部応力や内部応力（材料自体による熱膨張・収縮による）によるものであるが、設計不良（材料設計も含む）、材料不良、機械加工や熱処理、めっきなどの加工不良、メンテナンス不良や組立ての不良、使用環境と材料強度、物理的、化学的不適合などの問題もある。

この中で最近特に損傷例として多いのが、材料の強度設計も含めた設計の問題、使用環境と材料選択のミスマッチである。以下これらについて、最近の事例を幾つか紹介をする。

◇ 設計時の形状不良

設計時における形状の善し悪しによって、寿命が大きく異なる。段付き部における応力集中部の有無、油穴、キー溝、ねじ部、RやCのつけ方が適切か否かなどが損傷対策となる。図面的には、例えば段付き部に、応力集中を緩和する対策が取られているのにも関わらず、現物には全く考慮されていない（機械加工で応力集中部が存在）。

また、最初から図面の中に、応力集中の緩和対策が取られていないものもある。パソコン上では、綺麗な図面を描くことができても、設計者や製造者が、部品の使用状況を把握していないためのミスである。このような破損事例が比較的多い（学校教育の影響か＝工学部でも機械加工や熱処理に関する学習時間が少ない）。

写真1は引張り試験機のチャック（新品）が破損した例である。破断面、金属組織、硬さなど検討した結果、SKD11で製作され、硬さが45HRC程度、金属組織は未溶解の共晶炭化物を含む高温焼戻し材である。また、チャック部における溝部分の形状が鋭角であり、歯部側面には機械加工による荒い切削条痕が存在していた。1,300N/mm²（12～13T）クラスのSCM435製ボルトをチャッキングし、荷重を負荷した直後、3本の爪の内2本

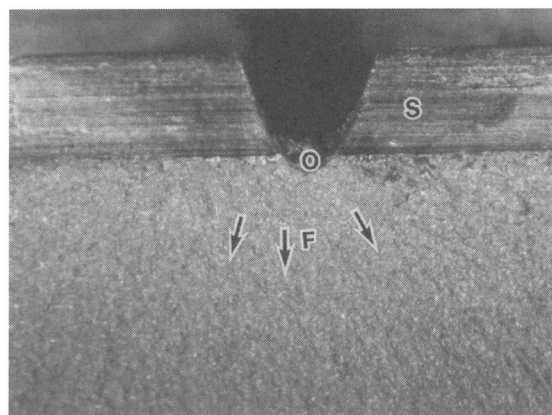


写真1 破損した引張り試験機のチャック（O；き裂発生起点、S；歯の側面、矢印；き裂の進展方向）

が衝撃的に、一方向の曲げ応力で破壊した。き裂発生起点は溝部分の鋭角部からであり、ぜい性的に破壊した面を呈している。

このような現象から破壊の原因を推察すると、使用材料の強度不足（硬さを低くしてもSKD11はカーバイド系の材料であり、マトリックスの硬さを低下させても、き裂は炭化物から炭化物へ進展する。）

また、比較的硬い試験片を引張る場合もある。58～60HRC程度まで硬さを上げることも考えられるが、チャックの破損事例は、機械加工か設計図の不備かは不明であるが、溝部の応力集中が大きな原因である。

◇ 使用材料の強度設計不良

使用環境や強度に関し、使用する材料が目的に適しているか否かは、長寿命化を図るためには重要な課題の一つである。

一般的には使用材料について、強度設計を行う場合、硬さや引張り強さ、疲労強度、衝撃強度などの機械的特性、また、物理的・化学的特性を良く理解し、長寿命化を目的に行っているのが普通である。

しかしながら、最近（バブル崩壊以後、特に国内における鉄鋼の生産高が減少した時期から）の破損例を見ると、材料の機械的特性すら把握をしないで、強度設計を行っているのが現状のように思われる。つまり、この部品がどのような環境で使用され、また、どの位の負荷応力が作用するのか、十分に理解をして材料を選択することが重要である。

写真2はモータシャフトの破壊破面である。き裂は円周のフラット部のO部から発生し、Sは衝撃的に破壊した面である。S部領域の面積が広いことから、材料の強度に対し、過大負荷応力が作用したか、材料の強度不足のため見かけ上、過大な負荷応力になったかである。金属組織を検討した結果、フェライトとパーライト組織からなり、焼なまし材か焼ならし材であった。これは負荷応力に対して、材料の強度不足による損傷例である。

一般的に材料を選択する場合、機械的特性は勿論のこと使用条件（環境＝腐食、応力腐食割れ）など考慮、負荷応力の種類と大きさ＝外部応力、内部応力（熱膨張係数、電気伝導率など、表面の残留

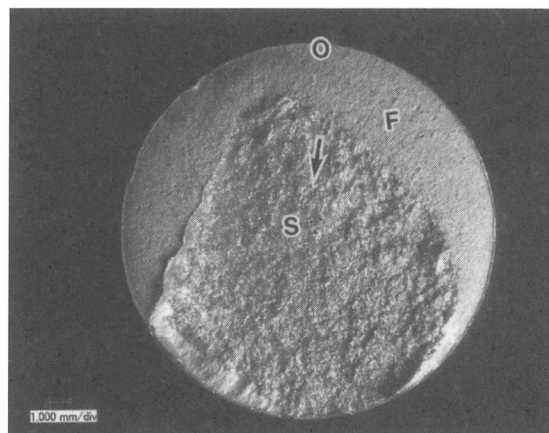


写真2 破損したモータシャフト（O：き裂発生起点、S：衝撃的に破壊した面、F：疲労き裂進展領域）

応力）を十分に把握することが望ましい。

基本的には損傷や破壊現象は、転位のすべり運動によって負荷応力が作用した表面がダメージを受け、き裂が発生すると共に成長し、破壊に到るものである。したがって、き裂の発生はミクロ的には原子の運動であるが、マクロ的には表面の応力集中係数（表面粗さ）、残留応力の大きさ（引張りか、圧縮か）などであり、き裂の進展速度は添加されている合金元素の種類と量、また、金属組織に依存する。

使用する材料について強度設計を行う場合、き裂の発生因子や進展速度は勿論のこと、使用環境によっても大きく影響される。機械構造用鋼と工具鋼とでは、これらの現象が異なるが、機械構造用鋼の場合、マトリックスを強化するCr、Mo、Niなどの置換型固溶元素の種類が多く、結晶粒度が細かく、非金属介在物が少なく、また、均一な組織ほど進展速度は遅くなる。

この場合にはある経験則が成立するが、工具鋼（軸受鋼など高い硬さが要求される部品）の場合は、硬いため表面粗さに影響され、粗いほど応力集中も大きくなり、き裂の発生も進展速度も速くなり、ぜい性的に破壊する。

◇ 加工不良

鍛造や圧延、研削、切削、熱処理、溶接、めっきなど加工に基づく損傷である。この中で比較的最近多い損傷例は、鍛造や圧延、研削や切削による表面粗さ、表面の残留応力の問題が多い。熱処

理、溶接、めっきなどの加工による損傷例は、ここ数年比較的少ない。鍛造においては鍛造機械の大型化などから、複雑異形な部品まで冷間加工が容易なため、広い分野で行われ、それに伴って損傷事例も多い。

写真3は鍛造時のパーティングライン上に生じたき裂である。焼入れによってき裂が助長され、大きな割れとなって表れている。また、割れ内部には焼戻しによって、生成した酸化物も認められる。

写真4は熱処理加工の欠陥によって生じた損傷例である。圧延によって加工硬化を受けた表面(残留応力の生成)が、その後の熱処理によって再結晶を起こし、結晶粒が成長し損傷した例である。このような現象は、切削や研削加工による残留応力の発生などにおいても生じる。未経験者が切れないバイト、ドリルなどを使用し、取り代を多く取ったため、表面には大きな引張りの残留応力が

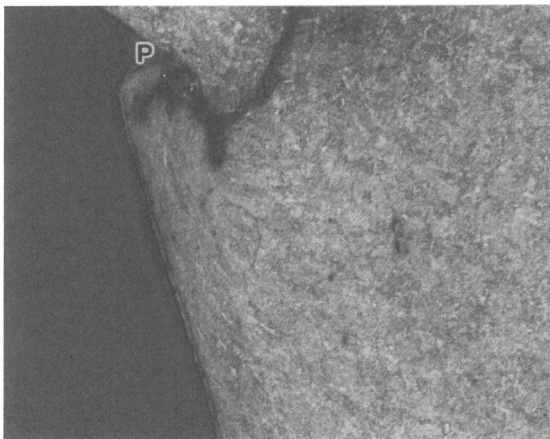


写真3 鍛造時のパーティングラインからき裂発生

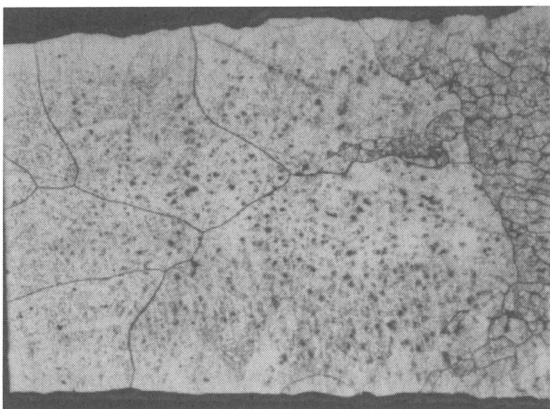


写真4 再結晶によって結晶粒が粗大化したアルブ粉碎用プレート

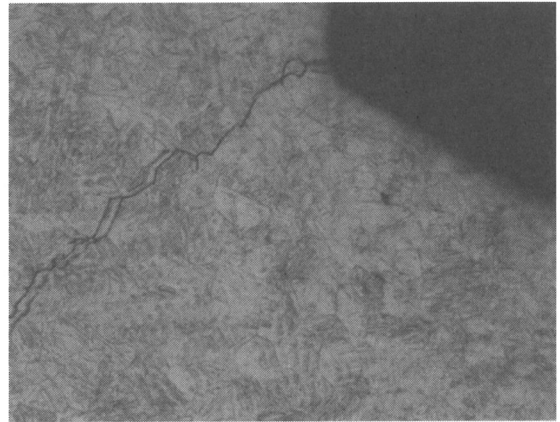


写真5 R半径が小さいためき裂が生じた食品加工用機械部品

生成され、この残留応力も再結晶温度以上に加熱されると、結晶粒粗大化の原因となり、また、急速な加熱の段階で解放され、微細なき裂となって現れる。

この初期のき裂(予き裂=初き裂)は、擬へき開破壊破面を呈し、他の破壊破断面と容易に識別できる。このようなき裂の発生を防ぐには、冷間圧延加工時の加工率と再結晶温度の関係(熱間加工の場合も若干残留応力が発生する)、表面の残留応力の大きさと再結晶温度の関係などを的確に把握し、熱処理における加熱前の応力除去焼なまし、また、再結晶温度近傍の加熱速度を遅くして、残留応力を除去しながら加熱するなどの方策を立てる必要がある。

機械加工においては、応力集中部を緩和するため、隅角部にはRやCが施されている。マクロ的には応力緩和策が取られているように見えるが、ミクロ的には段付き部になっている場合もある。写真5はR半径が小さいため、き裂が発生した例である。このよう場合は、半径を0.1Rでも大きくする必要がある。

◇ 部品製造時の不良

部品を製造する際、素材の加工傷(ミクロ的な損傷痕など)や部品加工時のマクロ的、ミクロ的な傷が原因で破損事故が生ずる場合がある。マクロ的には問題とならないような損傷痕でも、ミクロ的に見ればき裂の発生源となり得る。

写真6は素材を引抜き加工を施した際、損傷痕からき裂が発生し、破壊したプレス金型止めピン

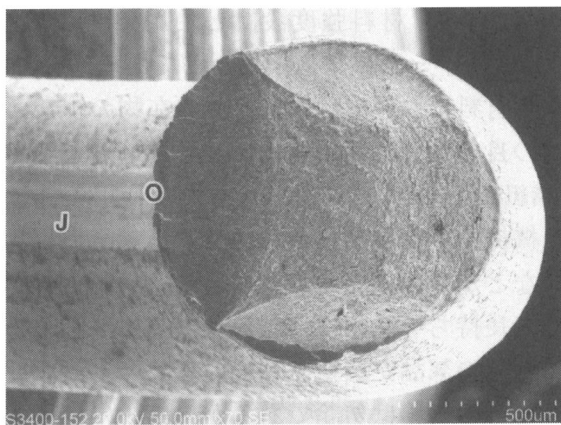


写真6 引き抜き加工傷から破壊したプレス金型止めピン（O；き裂発生起点、J；加工傷）

の破断面である。Oで示した部分がき裂発生起点であり、過大な負荷応力によって生じたラチェットマーク（段差模様）が認められる。このき裂発生起点部は、素材の軸方向に伸びた損傷痕（J）と一致している。

この他部品製造時のミスから破壊が生ずる例として多いのが、例えば曲げ加工を行う場合、当て金をして加工するが、この場合当て金の形状によって、曲げられた内側に凹み状の損傷痕が生じ、これが応力集中源となって短期で破損したりする。この原因は特に、曲げ加工機のパワーアップによる当て金の形状（直角に近い）、作業者の応力集中係数と破損に対する知識の欠如が大きい。

◇ 使用時の不適切

前にも若干記述したが、使用時の不適切によって生ずる破損例も非常に多い。材料設計や材料強度の不備、使用環境の問題など損傷と直結する事柄が多いが、ここでは、使用時の不適切によって生ずる損傷例を紹介する。

写真7は光造形で製作したプラスチック成型用金型が、破損した時のマクロ的な破断面である。材質はマルエージング鋼で成型後真空焼入れが施されている。Oがき裂発生起点、矢印はき裂の進展方向を示している。若干ねじりが作用した一方向の曲げ負荷応力によって破壊した破断面を呈し、疲労破壊破断面である。

き裂の進展速度が比較的速く、全体が粗い面を呈している。この金型は垂直軸で使用されるものであり、破断面近傍の側面には、部分的に損傷痕

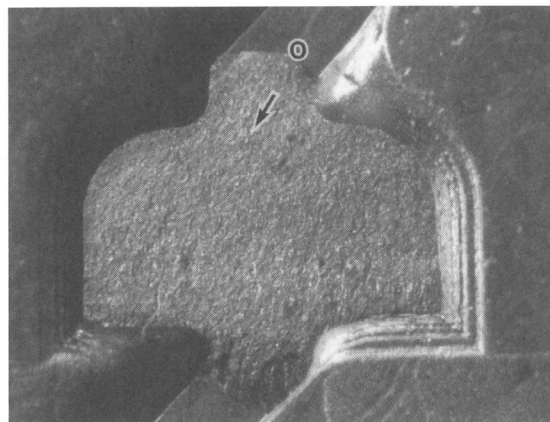


写真7 光造形で製作したプラスチック金型の破壊破面（O；き裂発生起点）

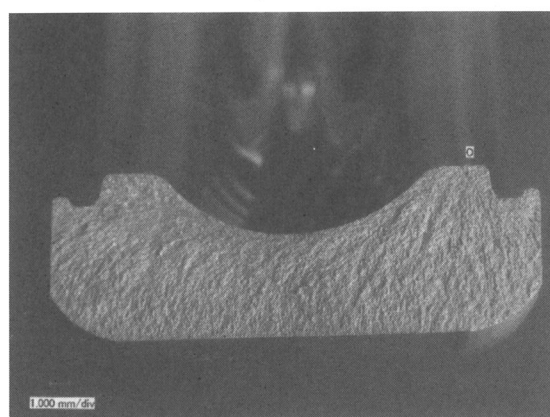


写真8 ねじり応力が作用して破壊したボールベアリング用ケース

が認められ、損傷痕の形状、位置などから使用時にクリアランスが大きくなり、片当たり現象が生じ、過大な負荷応力となって、短時間で破損したものと考えられる。また、金属組織的に問題は認められなかった。

写真8も使用時の不適切で損傷した例である。ボールベアリング用ケースが破損したものである。この場合も若干のねじり負荷応力が作用して破壊している。取付け施工時か使用中かを明らかにすることは出来ないが、ベアリングの回転及び回転運動部分が偏り、ねじりの負荷応力となって、損傷が加速されたものと思われる。

これらの破損例は、何れの場合も施工時からではなく、使用中に設計応力の方向と異なった応力（金型を固定しているねじの緩み、ベアリングの損耗によるクリアランスなどによって生じたねじり応力）が生じたため、比較的短時間で破損した例である。対策的には非常に難しく、材料の強度、使用環境、

負荷応力の種類と大きさなどとは別に、何故設計応力と異なった応力が負荷され、破壊に至ったかを検証しなければならない。時としては使用機械のメカ的な事柄まで、再検討が必要な場合もある。

むすび

破損した部品について、その原因を考えてみると、材料強度設計を含めた設計、環境も含めた使用条件など、現在も従来からの破損原因は特別に大きく変わったところはない。したがって、特記すべき損傷例は少ないが、最近特に目立つのは、(1) 輸入材料による損傷、(2) 対外国製造部品

の損傷、(3) 材料強度設計と使用条件(環境も含む)との不一致による損傷などである。

輸入材料においては、非金属介在物の少ない清浄度の良い素材、使用強度に適した適切な熱処理(金属組織)、溶接技術など、また、使用条件に適した機械的、物理的、化学的特性を考えた材料の選択などが今後の課題である。特に過酷な条件で、安くて長持ちを念頭に、しかも環境に優しくを目標に各種の部品が製造されている昨今、清浄度の高い材料の供給は勿論であるが、第一に使用条件と材料の強度設計を熟慮すれば、破損が少なく長寿命化が期待できるものと考えられる。



Ⅱ. 損傷のメカニズム

1. 工具鋼

日立金属(株) 特殊鋼カンパニー **加田善裕** (か だ よし ひろ)

まえがき

前回(2000年)の“特殊鋼の損傷事例と対策”特集号以降、製造・販売のグローバル化は急速に進行し、海外ユーザーでの金型の早期損傷に接する機会も増えてきた。また、国内では、グローバル競争下、難加工製品の製造や、生産効率の向上により金型にかかる負荷が高まり、金型の短寿命化が問題となっている。このような状況下、各種金型で増加している損傷、工具鋼メーカーが取組んでいる内容を紹介したい。

◇ ヒートクラック

ダイカスト金型の主要損傷要因はヒートクラックだが、ダイカストメーカーが取り組んでいるハイサイクル化は、短時間で型表面の冷却を行うため、型表面の熱負荷を増大させてヒートクラックの早期発生に繋がっている。

図1にヒートクラックの発生メカニズムを示す。アルミ溶湯が接触する時には、金型表面が高

温化により膨張して圧縮熱応力が発生する。また、離型剤吹き付け時には、型表面が低温化により収縮して引張熱応力が発生する。この圧縮・引張の繰返し応力により発生する熱疲労クラックがヒートクラックである。ここで、アルミ溶湯接触時の圧縮応力で塑性変形しない高温強度と、冷却時の引張応力で破断しない低温での延・韌性は、一般的に相反特性である。兼備するためには、工具鋼メーカー各社が提案するSKD61改善鋼などの高強度・高韌性材の適用や、硬さ設定引上げと急冷焼入れによる韌性向上の組合せなどが有効である。

◇ キャビテーション・エロージョン

ダイカスト金型では、最近、ピット状溶損の発生が増えている。図2¹⁾に形態例を示すが、高速ダイカストマシンなどで、製品断面が急変する部分に発生することがある。高速で流れる流体中では、流体の速度や流路の形状などの要因によって局所的な圧力変化が生じる。流体中の局所的な圧

力が液体の飽和蒸気圧を下回り、液体が気化し気泡となる現象をキャビテーションという。その気泡が流体中の高圧の部分でつぶされる際に大きなエネルギーを発生し、金型表面を損傷する現象がキャビテーション・エロージョンである²⁾。この損傷は、金型材料・硬さ設定・表面処理の変更だけでは解決出来ないため、鑄造条件の見直しなどが必要となる。

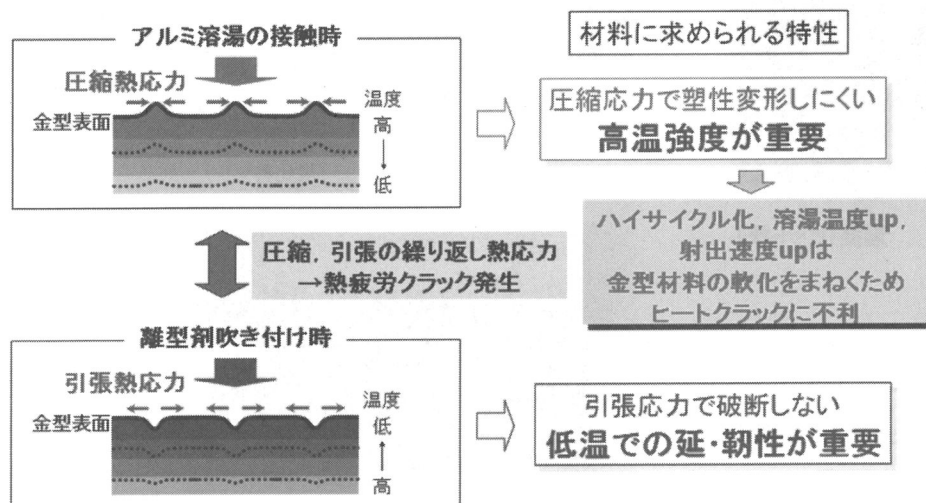


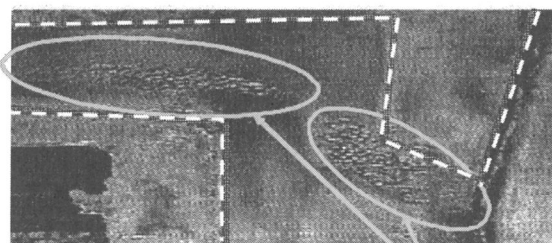
図 1 ヒートクラックの発生メカニズム

◇ 水冷孔・温度調節孔からの割れ

ダイカスト金型の水冷孔を起点とする割れは、腐食環境下の材料に、引張応力によってクラックが発生・進展する腐食疲労割れ現象による。先述のハイサイクル化を型内冷却強化で対応する場合、水冷孔が型表面に近づき、型表面・冷却孔表面間の温度勾配が大きくなって、水冷孔表面の引張応力が増加するため、腐食疲労割れが発生し易くなる。この腐食疲労割れは、結晶粒界に析出したフィルム状炭化物が局部電池作用や切り欠き効果を与えて、粒界破壊の形で発生・進行すると推察されている。この対策として、焼入冷却時に結晶粒界に析出・成長するフィルム状炭化物の析出量を抑制したダイカスト金型材料も開発されている³⁾。なお、腐食疲労割れは水質の影響も受けるので、中国など日本に比べ水質が悪い地域では、水冷孔からの割れリスクが高いと言われている。

プラスチック金型では、製品の外観が重視されるようになってきたため、各種ウエルドレス成形の適用が広がっており⁴⁾、温度調節孔の内面に“加熱⇄冷却”の熱サイクルが発生して、温調孔を起点とする腐食疲労割れが発生している。ダイカスト金型と比較すると、型表面・温調孔間の温度勾配は小さいが、温調孔表面の熱サイクルが大きいこと、温調孔の交差部が応力集中部となることなどが、割れを助長している。

・実際の金型損傷



・金型損傷の模式図

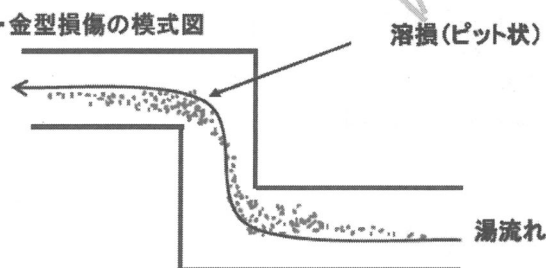


図 2 ピット状損傷（キャビテーション・エロージョン）の形態

一般のプラスチック金型では、ハイサイクル化対応の冷却強化などで、型表面・水冷孔間の距離が近くなっている場合など、引張応力が継続してかかる個所で応力腐食割れが発生する事例も出てきた。

また、鏡面プラスチック製品が増えていることから、鏡面仕上げ性の優れるステンレス鋼（SUS420J2系）を50HRC程度の硬さで使用するが増えている。SUS420J2系は、耐食性は優れるが、応力腐食割れや腐食疲労割れには不利となる。SUS420J2系で割れが発生する場合、含Cr析出硬化鋼（弊社CENA1等）やSKD61系への切替えが有効となる場合が多い。

◇ 大割れ

金型表面からの割れについては、炭化物との関係から話を始めたい。写真1は、代表的な冷間工具鋼であるSKD11の顕微鏡組織例である。SKD11は1% C-12% Cr系の材料であるが、写真で白く見えるのがCr系の炭化物である。これら炭化物は、材料のL（長手）方向に連鎖して分布する傾向がある。この方向をファイバー方向と言う。炭化物とマトリックス（基地：合金を溶かし込んだ鉄）は物理的特性などが大きく異なり、力がかかった時に境界でクラックが発生・進展し易い。そのため、ファイバー方向の直角方向に引張応力がかかる場合には割れ易く、平行方向にかかる場合には割れ難い傾向がある。このため、割れが問題の金型ではファイバー方向に配慮する必要がある。一方、炭化物が小さく、少なくなるとクラックが発生・進展し難くなる。この考え方で開発された代表鋼がマトリックスハイスであり、割れが問題の金型の寿命向上に大きく寄与している。また、8% Cr系冷間ダイス鋼（1% C-8%

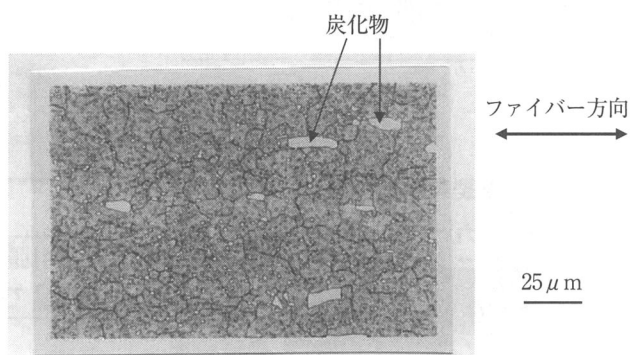


写真1 SKD11のミクロ組織

Cr系)がSKD11より高靱性な理由も同じである。

割れに関しては快削成分の影響も大きい。硫黄を添加した快削材料の場合、硫化物(MnS)が、ファイバー方向に長く伸びて分布する。そのため、ファイバー方向の直角方向に引張応力がかかる場合には、硫化物を起点としてクラックが発生・進展し易いので、ファイバー方向を変更する必要がある。ちなみに、最近では冷間工具鋼にも快削成分を添加する材料が増えているが、炭化物と硫化物は共に割れを助長するため、炭化物量を減らして、硫化物による靱性低下を相殺している。

加工方法も割れに影響を与える。放電加工は電極と金型材料の間にスパークを飛ばして、その熱で金型材料を溶かしていく加工法である。そのため、金型の最表面側から再凝固層、再焼入れ層、焼戻し層が生成される。再焼入れ層は高硬度で靱性が低い。再凝固層は焼入れ組織であると共に凝固まま組織で脆く、凝固収縮による引張残留応力のためクラックが発生し易い。同層内にクラックが存在すれば切欠き効果が生じる。これら状況より、放電変質層が残存すると割れが発生し易くなる。高効率条件で放電加工した場合は、これら放電加工変質層が深くなり、磨きによる除去後にも残存する可能性があるので注意を要する。

◇ 摩耗

金型の表面を被加工材がすべるときに摩耗が起

きる。摩耗の種類には大きく分けてアブレッシブ摩耗と溶着(凝着)摩耗がある。アブレッシブ摩耗は硬い突起物や摩耗粉などが型材表面を微視的に削り取る現象である。一方、溶着摩耗は微視的な突起が局部的に加わる大きな圧力と高温下のもと、相手材との間で接合⇔剥離を繰り返すうちに金型材料側の一部が脱落する現象である。両摩耗共、金型材料の硬さ依存性が高い。表1⁵⁾に工具鋼の代表的炭化物をまとめるが、炭化物は工具鋼のマトリックスの硬さ(65HRCとしても約830HV)より遥かに硬いので、炭化物面積率が高く、硬質炭化物が多いほど、摩耗に対して有利と言える。

低合金系のSKS93、SKS3などの炭化物はセメントタイトが主体となるが、SKD11などのCr系炭化物より硬さが低い。このため、SKS93・SKS3は熱処理硬さを同じにしても、耐摩耗性ではSKD11にかなわない。また、工具鋼に含まれる炭化物で最も高硬度なのはV系炭化物である。このため、耐摩耗性重視用途には高V系の材料が推奨されている。

冷間プレス成形では、高張力鋼板(ハイテン材)の適用が増え、金型の焼付きが増えている。'90年代には、金型加工コスト低減目的で、被切削加工性の優れる快削冷間ダイス鋼や、8%Cr系冷間ダイス鋼の適用が広がったが、これらの材料はSKD11に対して炭化物を減量しているため焼付きが発生し易い傾向があった。冷間プレス型には、

表 1 工具鋼に含まれる炭化物

炭化物の型	硬さ	炭化物の例	備考
M_3C	1,200/1,550	Fe_3C	M_3C 型炭化物は、炭素鋼にみられる Fe_3C (セメントタイト)に代表されるものであるが、MはFe以外にMn、Crおよび少量のW、Mo、Vを含み得る。高C炭素鋼、高C低合金工具鋼の耐摩耗性を支える炭化物である。
$M_{23}C_6$	1,000/1,800	$(Fe, Cr)_{23}C_6$	$M_{23}C_6$ 型炭化物は高Cr鋼(例、SUS420J2)および高速度鋼に存在している炭化物で、CrはFeと一部置き換わることができる。高温焼戻し時にも一部析出する。
M_7C_3	1,800/2,800	$(Fe, Cr)_7C_3$	M_7C_3 型炭化物は、高C高Cr工具鋼(例、SKD11)の大型(巨大)の角ばった炭化物として存在しており、粗い引っかかり摩耗に抵抗力がある。
M_2C	1,800/3,000	MO_2C W_2C	M_2C 型炭化物は、WまたはMoリッチな高C合金鋼(例、高速度鋼)にみられる。Crも一部その中に溶ける。通常焼戻し後に発生する。
M_6C	1,600/2,300	Fe_6Mo_2C	M_6C 型炭化物は、WまたはMoリッチな高C合金鋼(例、高速度鋼)にみられる。Cr、Mo、Vも一部その中に溶ける。すべての高速度鋼に存在している。高温焼戻し時にも一部析出する。
MC	2,250/3,200	VC WC TiC	MC型炭化物はVリッチな炭化物で高硬度であり、したがってV添加量の多い高C合金工具鋼(例、V量4-18%の高速度鋼、冷間工具鋼)は抜群の耐摩耗性を示す。高温焼戻し時にも一部析出する。

低速高面圧摩耗と高速摺動摩耗の両方に対する耐摩耗性が必要だが、前者には大きな炭化物、後者には粉末工具鋼のような微細炭化物が有効となる。このような考え方から、炭化物の形態制御により、割れや被削性に不利な大きな炭化物を増量させずに耐摩耗性を向上した金型材料も開発されている⁶⁾。

プレス型には、耐摩耗性の向上を目的に、CVD、TRD（TD処理）などの硬質皮膜処理が適用されることがある。これらは、雰囲気中の元素と金型材料中の炭素によりTiC、VCなどの硬質皮膜を形成する処理であるが、何度か再処理を行うと、皮膜直下の炭素減少が進行し、硬さが低くなって皮膜が剥離し易くなる。この対策として、マトリックスの拡散速度を向上させる合金設計により、母材深部から炭素を供給できるようにして、膜剥離を抑制した金型材料も開発されている⁶⁾。

◇ ピンホール

プラスチック金型の場合、鏡面仕上げ中にピンホール（微小な穴）が発生することがある。昨今、海外でも高性能金型の製作が増えており、鏡面磨き経験の少ないメーカーで問題となることが多い。ピンホール要因を表2にまとめるが、材料要因としては非金属介在物の現出・脱落などがあり、素材メーカー各社は製鋼方法見直しなどにより対応を図っている。

設計要因としては材料選択ミスがある。金型材料は、材質により非金属介在物品位、マイクロ組織、硬さなどが異なり、材質別に鏡面性の目安がある⁵⁾。例えば、SCM改善鋼（32HRCプリハードン鋼）は#3000、P21系鋼（析出硬化系40HRCプリハードン鋼）は#8000を目安としているが、これを超えると微細なピンホールが発生することがある。更に、これを除去するために磨きを繰り返すとオレンジピール（みかん肌）が発生してくる。

金型加工要因としては、錆び、放電加工時の変質層の残存、不適切な磨き方法などがある。磨き方法は、砥石→サンドペーパー→ダイヤモンドコンパウンドの順に、それぞれの工程で、粒度の細かい番手に上げていく方法などがある。番手を上げる時には、磨き方向を45°～90°変えて磨き残しをチェック出来るように行うことが肝要であ

表 2 ピンホールの要因

材料要因	①非金属介在物の現出またはその脱落 ②巣またはマイクロポロシティ
設計要因	①金型材質選定ミス（材料の限界を超える鏡面度の要求）
加工要因	①磨き不適切（粗い磨き目の残存、砥粒の噛込み） ②錆び ③小さな打痕 ④切削加工時の剥離の残存 ⑤切削工具の破片残存 ⑥放電加工変質層の残存 ⑦溶接欠陥の残存 ⑧熱処理・表面処理時の異物付着

り、粗い磨き目が残っているとピンホールの要因となる。錆びや放電加工変質層がピンホールとして残存する事例も、海外中心に増えている。ピンホールの原因追求は、マイクロスコープによる拡大観察により、大きさ、形態、分布、発生位置などの情報を元に推定するのが一般的だが、必要により金型の一部を切断して、顕微鏡観察などで調査することもある。

むすび

中国・東南アジアでの製造、国内での製造条件の過酷化など、金型を取巻く環境は厳しさを増している。また、金型の初期コスト低減を重視する傾向も高まっている。しかし、金型の使用時の損傷を抑え金型寿命を向上することは、製品一個当たりの金型コストの低減に寄与し、金型加工時の損傷を回避することは、型加工コストの低減・型製作リードタイム短縮に寄与する。本稿が、金型材料の損傷の真因を追求することに役立ち、各社のグローバル競争力を向上することに、少しでも貢献出来れば幸甚である。

参 考 文 献

- 1) 佐々木英人：型技術、24（2009）、29-34
- 2) 蓮野昭人：型技術、24（2009）、35-39
- 3) 田村庸・長澤政幸・中津英司・山口基・片岡公太：日立金属技報、26（2010）、28-33
- 4) 秋元英郎：プラスチック、62（2011）、3、7-14
- 5) 田部博輔：金型技術者のための型材入門、日刊工業新聞社（2006）、108&153-161
- 6) 久保田邦親・小松原周吾・扇原孝志・鳴海雅稔・山岡美樹：日立金属技報、21（2005）、45-52

2. 構造用鋼

大同特殊鋼(株) 特殊鋼事業部 ほんだまさとし
特殊鋼商品開発部 本田正寿

まえがき

構造用鋼の用途は広範囲にわたっており、多種多様な機械部品や構造用部品として使用されています。また、使用される環境や作用する応力状態も部品ごとに異なるので、破壊の形態もさまざまです。

部品に負荷される応力は、①引張-圧縮の軸応力、②曲げ応力、③ねじり応力、④接触応力などに分類されます。実際の部品例としては、それぞれ①ボルト、②歯車の歯底部、③シャフト、④軸受や歯車の歯面などが挙げられます¹⁾。また、実際の部品では、上記の応力が単独で作用する場合だけでなく、複合して作用する場合が有るので、部品の損傷や破壊の形態を複雑なものにしています。

部品の破壊形態を分類すると、金属が接触して焼付いたり磨滅したりして使用できなくなる摩耗・摩擦破壊、腐食環境下で生じる腐食破壊、高温環境下で発生するクリープ破壊、突発的な荷重負荷によって生じる衝撃破壊、繰り返し応力環境下で発生する疲れ破壊などに分類されます。

過大な荷重が作用することで生じる静的破壊は、部品に大きな変形を伴うのに対し、繰り返し応力下で生じる疲れ破壊は、部品が変形することなく破壊するので、破壊の時期を予測することが困難であるとされています。

特に疲れ破壊の場合には、材料の引張強度に比べて小さな応力でも破壊を生じるため十分な配慮が必要とされています。また、実部品の破壊の多くは、疲れ現象によって生じているとも言えます。

そこで本稿は、破壊現象の中で疲れ破壊に着目し、破壊メカニズムの概要を紹介します。

◇ 疲れ破壊のメカニズム

通常、機械部品などが受ける応力は、引張りなどの静的な応力より繰り返し応力や変動応力が多

くなります。材料に応力を繰り返し負荷すると、負荷応力が静的応力よりも小さい場合であっても材料にき裂が発生し破断に至ります。この現象を材料の疲れ（疲労）といい、このような破壊現象を疲れ破壊といいます。

1. 疲れ破壊の過程²⁾

疲れ破壊の過程は、き裂の発生過程とき裂の伝播の過程に区分され、最終的な破壊に至るまでには図1に示したような3段階に分けて整理することができます。

第Ⅰ段階は、微細なき裂の発生段階です。繰り返し応力が作用すると結晶粒内にすべりが生じ、結晶粒内に微小なき裂が発生します。また、非金属介在物や欠陥が存在すると、繰り返し応力によって素地と剥離して微小なき裂が発生します。

第Ⅱ段階は、き裂の伝播の段階です。第Ⅰ段階で生じた微細なき裂は、応力が作用する方向と直角な方向に伝播を開始し、徐々に大きなき裂へ成長します。

第Ⅲ段階は、き裂の急速な伝播段階で、最終破壊の段階です。疲れ破壊では比較的小さな応力下でき裂が成長しますが、き裂が成長すると断面積が徐々に小さくなるので、同じ荷重が作用して

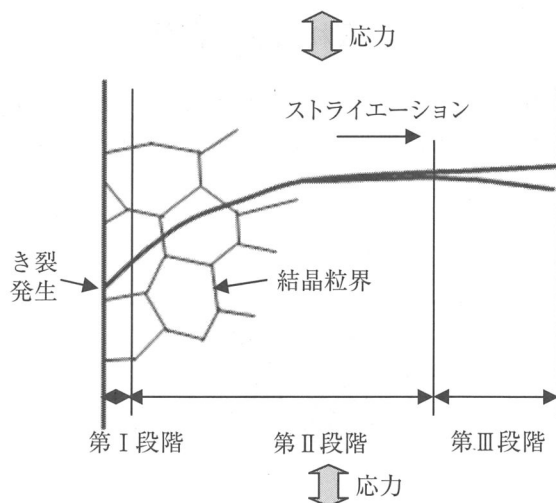


図 1 疲れき裂の発生と伝播の模式図

も応力は大きくなります。き裂が成長して断面積が減少すると、荷重に耐えることができなくなり破断します。

2. き裂の発生^{2), 3)}

第Ⅰ段階のき裂発生は、材料表面のわずかな欠陥などの凹凸、形状が急変するコーナー部や溝などの応力集中部に生じることが多くなります。最も代表的なき裂の発生様式は、すべり変形によるものとされています。そのすべり変形を模式的に表したものが図2です。

すべり変形は、せん断応力が最大となる角度（応力軸に対しておよそ45°）で現れます。そして、繰り返し応力によってすべり帯となって蓄積し、入れ込みと呼ばれるくぼみや突き出しと呼ばれる出っ張りが発生して材料表面が荒れてきます。これが応力集中となつてき裂の起点となります。発生したき裂は、結晶学的なすべり面と方位に支配されて成長していきます。

3. き裂の伝播^{3), 4)}

伸展したき裂は、徐々に応力軸に垂直方向に向きを変え、破壊形態はすべりき裂とへき開き裂の混合したものになります。その後、安定的き裂進展状態となり疲れ破壊特有の縞模様が現れてきます。この破面形態をストライエーション(striation)と呼ばれます（第Ⅱ段階）。ストライエーションの形成過程を過ぎるとき裂の進展は加速され、材料は不安定破壊に至ります。この段階の破面形態は、静的破壊で形成されるディンプル破面やへき開破面および粒界割れ破面などが現れます（第Ⅲ段階）。

◇ 疲れ強さの評価

実際の部品などに作用する応力は、応力振幅や周波数が時間経過とともに変動するのが一般的で

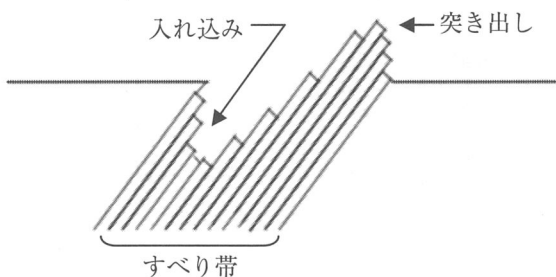


図 2 すべり集中域の模型図⁴⁾

す。しかし、疲れ破壊に対する強度評価を行うときは、単純化した応力を負荷します。

この疲れ強さを評価する試験法がJISで規定されており、図3のような正弦波を入力して疲れ強さを評価します。その負荷形式としては、回転曲げ、平面曲げ、引張圧縮などが用いられます。また、その入力した変動応力のパラメーターを表1に示します。その中で、疲れ強さを評価する上で重要なパラメーターの1つとして応力振幅 σ_a があげられます。疲れ強さは、応力振幅の影響を大きく受けるため疲れ強さを検討する上で最も重要なパラメーターです。

もう1つ重要なパラメーターとして応力比Rがあります。応力比を用いると変動応力が片振りか両振りかを数値的に表わす事ができます。例えば、 $R = -1$ であれば、入力している変動応力は完全両振りであることがわかります。

このようにして、評価条件を決定し応力振幅 σ_a と破断までの繰り返し数Nとの関係を示した図をS-N曲線といいます。図4にS-N曲線の代表的な概略図を示します。ある一定の平均応力のもとでは、応力振幅が小さくなるほど破壊までの繰り返し数が増して曲線は傾斜するが、応力振幅が

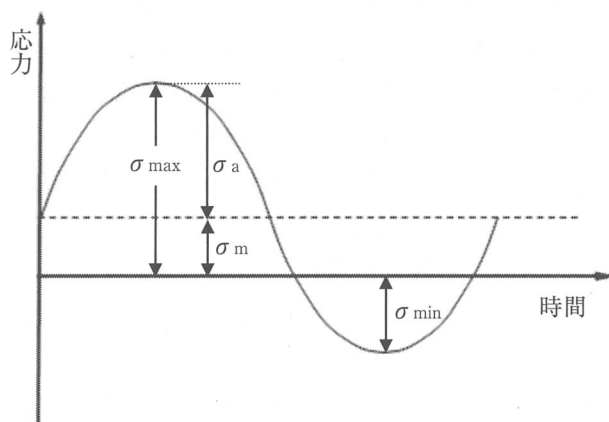


図 3 応力サイクルの例

表 1 変動応力のパラメーター

パラメーター	記号	算出式
最大応力	$\sigma_{\max}$	—
最小応力	$\sigma_{\min}$	—
応力振幅	σ_a	$\sigma_a = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})/2$
平均応力	σ_m	$\sigma_m = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min})/2$
応力比	R	$R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$

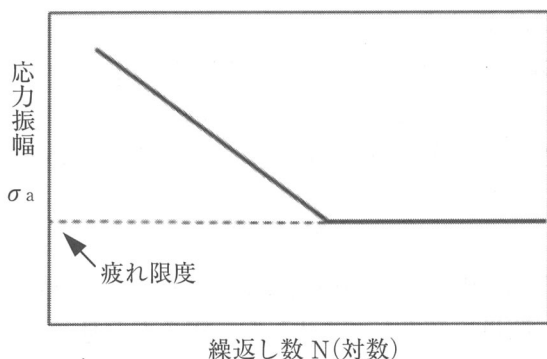


図 4 S-N曲線概略図

ある値以下になるといくら繰り返しても破壊せず曲線が水平になります。この限界の応力を疲れ限度または耐久限度といいます。一般に多くの鉄鋼材料は、繰り返し数107回で疲れ限度が現れるためこの値を疲れ強さの目安としています。一方、アルミニウム合金などほとんどの非鉄金属は明確な疲れ限度を示しません。また、鉄鋼材料でも高温や腐食環境下では疲れ限度は存在しなくなるため注意が必要です。

◇ 疲れ強さに及ぼす因子⁵⁾

疲れ強さに影響する因子は、大きく分けると「材料」、「応力状態」、「使用環境」などが挙げられますが、ここでは表2に整理したように材料に関する代表的な因子について述べます。

1. 熱処理

①焼入焼戻し（調質）

疲れ強さは、材料の引張強さや耐力に比例するので、焼入焼戻し処理を行って高硬度化することで部品の強度改善が期待されます。マルテンサイト単一の組織に比べてフェライト・パーライト組織では軟質のフェライト相を含むので、高い疲れ強さを得ることが困難であると言えます。

軸応力が作用する部品では、焼入焼戻し処理を

行う際に内部まで硬化させる事が必要であり、材料の焼入性が極めて重要な因子と言えます。焼入性の低い材料では、内部までマルテンサイト組織を得ることができず、内部にフェライト相などを含む不完全焼入れ組織となるために疲れ強さが低下することがあるので、部品形状、大きさに合わせた材料の選定が必要です。

②表面硬化処理

材料に浸炭、窒化、高周波焼入れなどに代表される表面硬化処理を施すことによって表層部を硬化し疲れ強さを向上させることができます。同時に圧縮残留応力も付与されるため相乗的に疲れ強さが高められます。従って、浸炭をはじめとした表面硬化処理は多くの部品に適用されています。

2. 表面状態

実際の部品では、最表面に作用する応力が最大となることが多いので、部品表面の状態は疲れ強さに大きな影響を与えます。

①脱炭

脱炭を生じた部位は正常な部位に比べて炭素含有量が少ないので、焼入処理後の硬さも低いので疲れ強さも低くなります。特に、機械加工後に熱処理を施す場合には、脱炭を防止するために雰囲気加熱を適用するなどして脱炭を抑制しています。

②表面粗さ

機械加工などで生成された表面の凹凸は、切欠き効果によって応力集中源となるので、表面粗さが粗いほど疲れ強さは低下します。一般に、高硬度（高強度）材ほど切欠きに対する感受性が高くなるので、表面粗さの管理が必要です。

③形状

部品の段付き部の隅肉半径、溝や横孔などの形状も前述と同様に切欠き効果を呈します。このため部品の形状についても考慮する必要があります。

④表面加工

近年、疲れ強さを改善する目的で、ショットピーニングが普及しています。部品表面に硬質な粒子を投射することで、表層部を加工硬化させる効果に加え、圧縮の残留応力が付与されるので、疲れ強さの改善に有効な手法と言えます。圧縮の残留応力が作用すると残留応力の無い婆に比べて付与

表 2 疲れ強さに及ぼす因子

項 目	因 子
熱処理	焼入焼戻し 焼入性、組織
	表面硬化 浸炭、窒化、高周波焼入れ
表面状態	脱炭、表面粗さ、形状、表面加工
内部欠陥	非金属介在物、結晶粒度

される荷重が減じるので、疲れ強さが改善されます。

3. 内部欠陥

①非金属介在物

鋼中に存在する非金属介在物はマトリックスと弾性係数が異なり、一般的には鋼に比べて高い値を示します。外部から応力が作用して鋼が変形しても介在物の変形は小さいので、マトリックスと非金属介在物の間に空隙が生じき裂へと進展します。非金属介在物の周囲に生じたき裂は、応力集中源となるので、高硬度材ほど介在物が有害であると言えます。非金属介在物からの破壊を抑制するには、非金属介在物の寸法を小さくし形成される初期き裂長さを小さくすることや非金属介在物を軟質化してマトリックスと剥離し難い状態にするなどの対策が挙げられます。

②結晶粒度

結晶粒度は他の因子ほど重要な因子として取り上げられることが少ないですが、結晶粒サイズが小さいほど疲れ強さが高いことが知られています。

むすび

今回、構造用鋼の損傷の1つとして疲れ破壊に絞って簡単に紹介してきました。腐食など他の損傷を含めて詳細につきましては、下記にあげた参考文献など多数の専門書が出ていますのでご参照下さい。

参考文献

- 1) 藤木栄：100事例でわかる機械部品の疲労破壊・破断面の見方（日刊工業新聞）
- 2) 小野秋男：特殊鋼 Vol.41 No.9 (1992) p21
- 3) 材料強度学 (社)日本材料学会編 p87
- 4) 総合材料強度学講座6 疲労強度学 (オーム社) p105
- 5) 特殊鋼ガイド 第5編 特殊鋼倶楽部編 p11



3. ばね鋼

(株)神戸製鋼所 鉄鋼事業部門 いな だ あつし
技術開発センター 稲田 淳

まえがき

ばねはその反発力を利用し力学的エネルギーの吸収・蓄積・放出などのはたらきを行う機械要素であり、大きな静的・動的荷重下で使用されることが前提の部品であることから、部品設計にあたってもしそうした荷重に耐えうる耐久性の確保が最も重要な観点の一つとなる。

一般にばねの損傷としては、破壊（折損）・変形（へたり）・減耗（腐食、磨耗など）などの形態が挙げられるが、これらのいずれが支配的になるかは、ばね側の要因（形状、素材など）と使用条件、使用環境の兼ね合いにより様々である。

近年は自動車の環境対応の観点から、多くのばね部品にも軽量化・小型化が強く望まれているが、コイルばねの場合、そのためには線径を細くし、巻き数を減少させることが直接的に有効である。しかしながらそれらの設計変更はいずれも素材が受け持つ単位面積当たりの荷重（応力）の上昇を招くことにつながり、ばねの耐久性を劣化させることにつながる。このため、ばねの耐久性の改善は、長年に渡って研究開発の対象となってきた。

本稿では、自動車用のエンジン弁ばねと懸架コイルばねを代表例として、各々の使用条件、使用環境に応じてどのような損傷が懸念されるのか、また、素材メーカーや部品メーカーがそれをどのように克服してきたかを述べる。

◇ エンジン弁ばね

エンジン弁ばねは、毎分数千回の振幅荷重が継続的に負荷される苛酷な環境で使用されるため、損傷モードとしてはまず高サイクル疲労が重要となる。一般的には高サイクル疲労は数百万回～1千万回程度の寿命域を対象とすることが多いが、自動車用弁ばねの場合はその使用条件を考慮し、数千万回～1億回程度の寿命に耐えられるよ

うな設計がなされる。さらに、多くの場合、平均応力・最大応力とも非常に高い圧縮応力下での使用が前提となるため、へたりの抑制も重要な要因である。

一方で、エンジン弁ばねにおいては、過去より小型化・軽量化が強く要望されてきた。1個20～50g程度の小さなばねであるため、自動車の全体重量への影響はさほど大きなものではないが、弁ばねの小型化はエンジン内でのフリクションロス（動弁系の摩擦に伴うエネルギーロス）の低減に寄与し、エンジンの燃費改善に大きく寄与するといわれている。このような背景から、弁ばねの小型化・軽量化を実現しながら、なお十分な耐久性を確保するための研究開発が精力的に実施されてきた。

高サイクル疲労への耐久性を高める手段としては、①素材（特にばね表面）の硬度上昇、②表層への高い圧縮残留応力の付与、③表面、表層の欠陥（応力集中源）の低減、が挙げられる。

硬度の上昇方法としては、使用する鋼線の強度（硬さ・引張強さ）を高めることがまず有効である。弁ばね用鋼線としては、旧来は高炭素鋼を伸線強化させたいわゆるピアノ線が用いられていたが、近年は焼入れ焼き戻しを施したオイルテンパー線が主流となっている。

鋼材としては、SAE9254などの規格鋼に加え、種々の合金元素を添加した高強度タイプのばね鋼も各社より開発されている。鋼線の引張強さ上昇は同時に耐へたり性の改善にも有効であり、こうした材料を使用した高強度弁ばねが実用化されていた。最近ではばね加工後に窒化によって表面硬度を高める手段も用いられるようになり、それに伴って、鋼材も窒化に適した化学成分調整を施した専用鋼種が開発され、実用化されている。

ばね表層に圧縮残留応力を付与することは、ばね素材の負担する実効応力、特にき裂を開口させる方向の応力を下げることにつながるため、高サ

イクル疲労に対する耐久性が高められる。

このために主に利用されているのがショットピーニング処理である。近年は残留応力の最大値と深さの両方を高くするために、サイズの異なる鋼球を段階的に投射する多段ショットピーニングが一般的となっているが、さらに、高温でショットを投射する温間ショットピーニングや、ばねに応力を負荷した状態で投射するストレスショットピーニングなどの技術も導入されている。

表面、表層の欠陥に対する感受性は素材が高強度になるほど増すため、許容される限界欠陥サイズは高強度化が進むほど小さくなる。自動車用弁ばねでは数十ミクロン深さの表面欠陥（疵、異常組織など）や同程度の大きさの非金属介在物でも疲労破壊の起点となって寿命低下を招くことがある。

特に、ショットピーニングによる圧縮残留応力の影響が及びにくくなる、表層から200 μ m前後の深さの内部において、非金属介在物を起点とした疲労破壊が生じやすい。

図1に鋼線の引張強さと疲労強度の関係を調査した結果を示す。図中黒く塗りつぶしたプロットは非金属介在物を起点として疲労破壊したものであり、素材を高強度化できたとしても、非金属介在物が十分に低減できなければ、高強度ばねの設

計は成立しないことが示唆される。この観点からの研究開発も過去から継続的になされ、現在では種々の高度な製鋼技術が実用化されており、今日の高強度弁ばねの品質を支えている。

◇ 懸架ばね

懸架ばねは自動車のサスペンションに用いられ、操舵性や乗り心地に影響を与えるばねである。弁ばねのような高周波数・高サイクルではないものの、変動荷重を継続的に受けるため、疲労に対する耐久性が重要である。また、特に足回り部品として腐食環境にさらされているため、腐食疲労と呼ばれる現象により、通常の大気中での疲労よりも短寿命で破損することがある。

懸架ばねは一般に塗装が施されているものの、例えば路上の砂利との接触などにより塗装が損傷した部分などから短期に激しい腐食が発生する可能性もあるため、特に、道路の融雪剤として塩を散布する北米や欧州においては、これを十分配慮した設計が必要とされている。もちろん、乗員や荷物を含む車重を支えつつ一定の車高を保つために、耐へたり性も重要である。

懸架ばねは、1台あたり8kg～20kgと比較的重い部品であり、その小型化は自動車の燃費改善に貢献する。

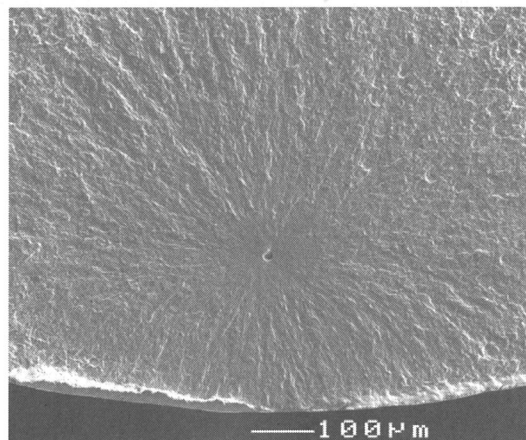
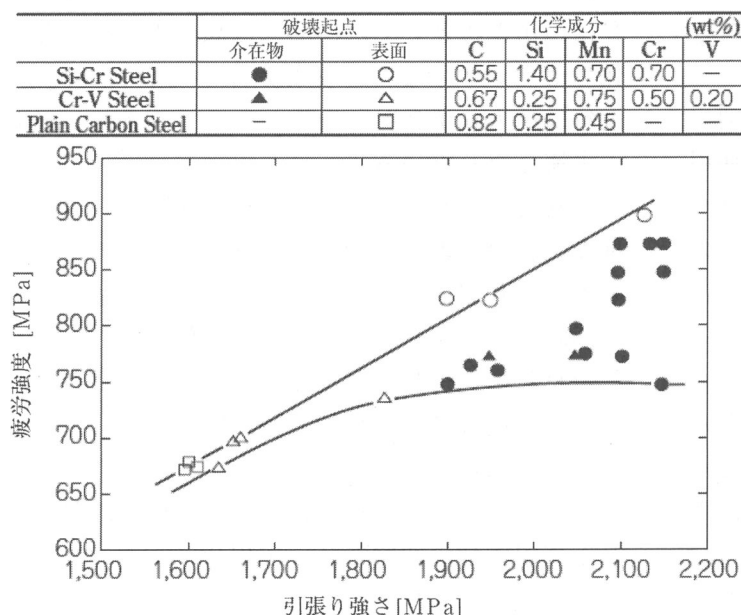


図 1 左：鋼線の引張強さと疲労強度の関係 右：介在物を起点とした疲労破面の例
(いずれも中村式回転曲げ疲労試験)

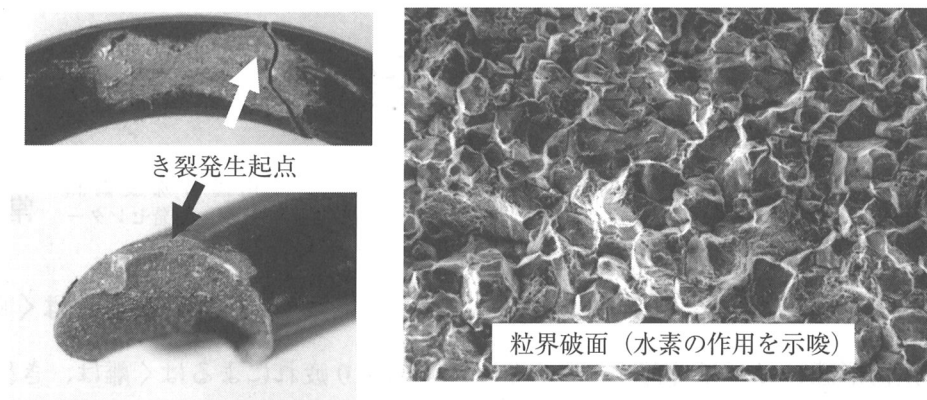


写真 1 左：懸架ばね腐食疲労破損部（塗装にクロスカット疵を付与して実験室にて腐食疲労試験したもの）
右：その破面の電子顕微鏡写真

表 1 両ばねの損傷モードと対策の対比

	弁ばね	懸架ばね
環境	エンジン内	足回り、外気
損傷	高サイクル疲労、へたり	中サイクル疲労、腐食疲労、へたり
対策	鋼材成分設計（高強度、窒化） 欠陥低減（表面・内部） ショットピーニング	鋼材成分設計（耐腐食疲労） ショットピーニング

弁ばねと同じく、素材の高強度化が求められるが、一般に材料を高強度化すると腐食疲労に対する感受性が高まる傾向にあるため、弁ばねのレベルまでの高強度化は達成されていないのが現状で、高強度領域でいかに腐食耐久性を確保するかが最も重要な技術課題となっている。

腐食疲労によって短寿命となるメカニズムは、表面の腐食ピットによる応力集中と、腐食反応によって発生する水素がもたらす水素脆化が主因とされているが（写真 1）、このため、鋼材には、単に高強度化に有効な合金成分のみではなく、耐食性や耐水素脆性を改善させる特殊元素を添加し、かつ炭素量は弁ばね用鋼に比べると比較的低

いレベルに抑えた鋼材が開発されている。また、弁ばねと同様、ショットピーニングによる圧縮残留応力付与も、種々利用されている。

むすび

以上に述べてきた、弁ばね・懸架ばねの損傷モードとそれらへの対応策を表 1 にまとめた。こうした技術課題を克服しながら需要家の高強度化・軽量化要望に応える技術開発が重ねられてきた結果、現在ではこの領域での日本の技術レベルは世界でもトップクラスにあるといえる。部品の信頼性確保を前提とした高応力化の限界への挑戦は今後もさらに継続されるであろう。

4. 軸受鋼

山陽特殊製鋼(株) つね かげ のり まさ
研究・開発センター 常 陰 典 正

まえがき

転がり軸受の損傷形態には、はく離（フレーキング）、焼付き、摩耗、破損（割れ）、腐食など、様々な種類があり、軸受の選定、取扱い、潤滑などが使用期間に大きく影響する。これらの軸受の損傷の中で材料が最も関係するのは、転がり疲れによるはく離現象である。

はく離の観察は、市場での使用済みの軸受や、実験室での耐久試験片において実施可能である。ところが、はく離部の破面は摩滅し易く、起点部分が欠落している場合が多いため、観察によって得られる情報が乏しい。

また、転がり疲れの性質上、作用する応力が局部的で且つ複雑であり、さらにはトライボロジー的要因が関与することから、はく離現象のメカニズム解明は容易ではない。

このような背景の下、実験の工夫、先端的な観察機器の適用、シミュレーション技術の発達により現象の可視化技術が高度化され、それに伴う新たな研究成果も出てきている。ここでは、各種転がり疲れのはく離タイプを整理し、これまでに報告されているメカニズムとそれぞれの対策について解説する。

◇ 転がり疲れによるはく離の分類

転がり疲れによるはく離は、き裂生成起点の位置が転動面の直下にある「内部起点型」と、転動表面にある「表面起点型」とに大別される¹⁾。両者はさらに細かく分けることができ、それらを表1にまとめる。以下に各々の詳細について説明する。

1. 内部起点型

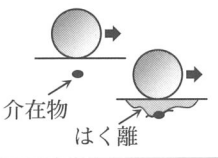
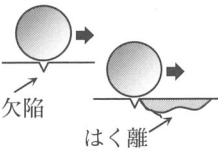
(1) 非金属介在物起点型

一般に、軸受のはく離は、転動体の通過に伴って方向が反転する接触表面下のせん断応力によってもたらされるものと考えられている。その最大値は、最表面ではなく表面直下にピークがあり、ピーク近傍の深さに非金属介在物が存在すると、これが応力集中源となってき裂の生成起点となる。

異物が混入しないようにシールされた軸受や、良好な潤滑状態にある軸受のように、軌道面と転動体との接触時にすべりを伴わない純転がりである場合にはく離を起こすのはこのタイプであり、軸受の最も基本的なはく離機構であると言える。

対策は酸化物系介在物を主体とした非金属介在物の低減、すなわち高纯净度化である。近年では、

表 1 転がり疲れのはく離の分類

起点の場所	疲労機構分類		使用環境
内部起点 	非金属介在物起点型		あらゆる環境であり得る（特に、シール軸受やクリーン潤滑で常温環境）
	組織変化型	ホワイトバンド型	高温潤滑環境
		WEA 型	水素浸入、振動、曲げ応力負荷環境（エンジン補機用等）
表面起点 	非金属介在物起点型		あらゆる環境であり得る
	不良潤滑型	異物圧痕型	トランスミッション、産業機械等の異物混入環境
		金属接触型	仕上げ精度が上げられない環境、滑りを伴う環境

清浄度の指標として低酸素化に加えて非金属介在物の組成、形態と分布にも着眼したさらなる高清浄度化の研究開発が進められている^{2), 3)}。

(2) 組織変化型

良好な潤滑条件下であっても、使用環境によっては、軌道直下の内部に組織変化を伴ってはく離に至る場合がある。その組織変化の例を写真1⁴⁾に示す。形態によって、例えばホワイトバンド(WB)、バタフライ、WEA (White Etching Area)と呼ばれている。これら3つのタイプは腐食試験片の光学顕微鏡観察において同じ白色を呈するため混同されることがよくある。

しかし、生成原因は状況証拠からみて明らかに異なり、WBは高温・高荷重条件に起因し⁵⁾、バタフライは非金属介在物の存在に起因している^{6), 7)}。WEAは鋼中への水素進入、振動や曲げ応力、衝撃荷重等による特異な現象と見られている^{8) ~ 10)}。

なお、これら3タイプは共に結晶の超微細化現象であるということが共通しており、WBで100~200nmの転位セル段階(もしくは結晶)、バタフライとWEAが10nm程度のナノ結晶からなっている。すなわち、組織変化自体は鉄鋼の強ひずみ加工に近い現象が、局所的な部位に起こっているものと考えられる^{11), 12)}。

これらの組織変化型はく離に対する材料・熱処理対策として、WBについては焼戻し軟化抵抗の上昇が有効であることが報告されている⁵⁾。バタフライについては組織変化として問題視されるのではなく上述の非金属介在物起点型のはく離過程を表す現象と考えられ、長寿命化対策も非金属介在物起点型と共通である。WEAについては、水素による塑性変形の局在化効果を抑制するため

に微視的な強靱性を高めることが対策となる¹³⁾。

2. 表面起点型

(1) 非金属介在物起点型

内部起点型と同様、表面に非金属介在物が存在していると、これがき裂生成の起点となる。したがって、対策は鋼材の高清浄度化である。

(2) 不良潤滑型

通常の表面起点型のはく離は、潤滑状態に原因があると考えられる。例えば潤滑油中へ異物が混入した場合である。

写真2¹⁴⁾に、スラスト型転がり疲れ試験において、潤滑油中に異物として金属粉末を混入させた場合に生じた軌道への圧痕とその周縁部からのき裂生成を観察した例を示す。このタイプの対策は、圧痕周縁部への応力集中緩和、ならびに圧痕自体の軽減であり、残留オーステナイト量の増加と、硬さ上昇が有効である。

一方、異物混入がなくても不良潤滑化する場合がある。軸受の軌道面と転動体は原則として油膜を解しているが、実用上は種々の理由によって、

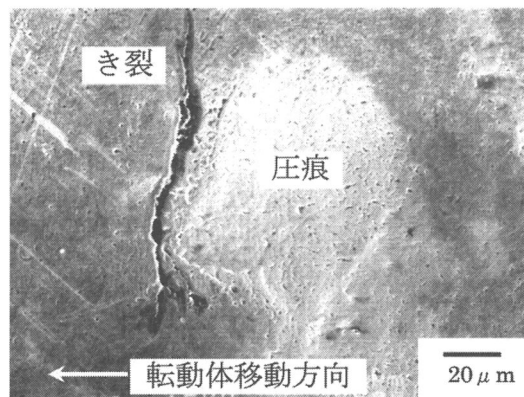
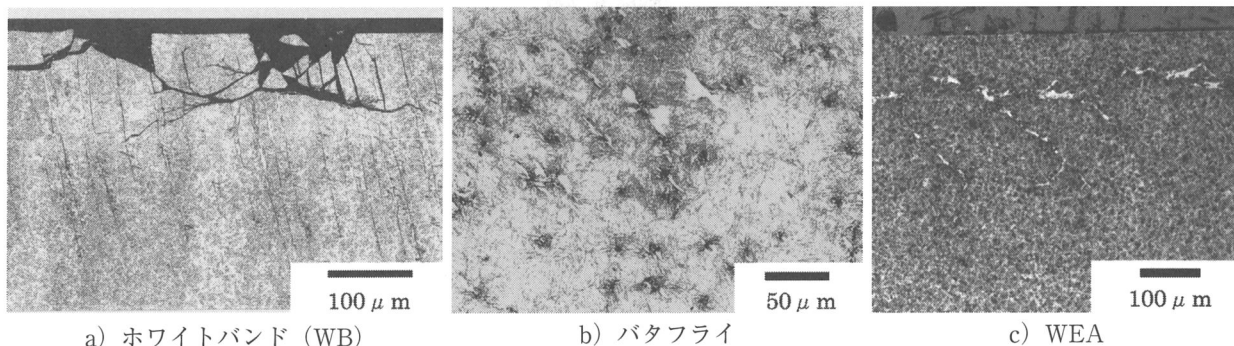


写真2 圧痕から生成したき裂のSEM写真¹⁴⁾



a) ホワイトバンド (WB)

b) バタフライ

c) WEA

写真1 転がり疲れにおける白色組織変化の光学顕微鏡写真⁴⁾

金属接触を伴ったすべりが生じている。それが高じた場合はすべりの接線力により、表面からき裂が生成する。このタイプのはく離は、十分な油膜形成を可能とする表面仕上げ粗さの改善や、適切な潤滑油の使用が基本対策となるが、材料や熱処理面からは、焼戻し軟化抵抗を上昇させるSiやMo等の添加や、浸炭窒化処理が有効であることが報告されている¹⁵⁾。

むすび

近年、環境問題を背景に自動車を代表とする部品の小型・軽量化が進められており、それに伴って軸受においても高面圧化、メンテナンスフリー化、潤滑油の低粘度化等の傾向にあり、使用環境は益々過酷化している。

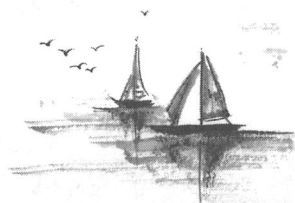
このような状況においても、軸受鋼にはこれまで以上の耐久性を発揮することが求められており、その達成のためには、できる限り高 cleanliness 材料を用いることが基本となり、さらにどのような機構の転がり疲れを受けたかを判断して適切な対策を講じることが必須となる。

参考文献

1) 平岡和彦：第188・189回西山記念技術講座テキスト，(社)日

本鉄鋼協会，(2006)，119

- 2) 西森博，増田孜，川上潔，古村恭三郎，橋爪一弘：日本金属学会報，Vol.32，(1993)，441
- 3) Norimasa Tsunekage, Kazuya Hashimoto, Takeshi Fujimatsu, and Kazuhiko Hiraoka : Journal of ASTM International, Vol.7, No.2 (2010), 97. Paper ID JAI 102612
- 4) 平岡和彦：CAMP-ISIJ, Vol.20, (2007), 424
- 5) 三田村宣晶，関野和雄，村上保夫：NSK Technical Journal, No.658, (1994)，11
- 6) P.C. Becker : Metals Technology, June (1981), 234
- 7) H. Kinoshita, K. Hiraoka : Proceedings of the International Tribology Conference Nagasaki, (2000), 1719
- 8) K. Maeda, H. Nakashima, N. Tsushima : Proceedings of the Japan International Tribology Conference Nagoya, (1990), 791
- 9) 宇山英幸，飛鷹秀幸，藤田真治，山田紘樹，三田村宣晶：トライボロジー会議予稿集 佐賀，2007-9, (2007)，53
- 10) 原田久：トライボロジー会議予稿集 佐賀，2007-9, (2007)，55
- 11) 平岡和彦：Sanyo Technical Report, Vol.15, (2008)，43
- 12) 平岡和彦，常陰典正：Sanyo Technical Report, Vol.16, (2009)，45
- 13) 藤田真治，三田村宣晶：トライボロジー会議予稿集 東京，(2005)，67
- 14) 平岡和彦，桂隆之，山縣裕，小池俊勝：Sanyo Technical Report, 9, (2002)，35
- 15) 沖田滋：'99モーション・エンジニアリングシンポジウム SESSION6テキスト，日本能率協会，(1999)，6-3-1



5. ステンレス鋼・耐熱鋼

日本冶金工業(株) 小 林 裕
ソリューション営業部

まえがき

ステンレス鋼及び耐熱鋼の使用中の損傷としては、①腐食、②疲労破壊、③脆化割れ（時期割れを含む）などがあるが、当社で40年近くに渡って調査した損傷事故材の中で腐食損傷によるものは86%を占め¹⁾、ステンレス鋼や耐熱鋼の損傷原因は腐食に起因するものが圧倒的に多い。そこで今回は腐食損傷に焦点を当て、そのメカニズムについて述べる。

図1に、当社で1992～2000年に調査したステンレス鋼と耐熱鋼の腐食事故材の分類²⁾を示す。腐食形態は応力腐食割れが最も多く、次いで孔食、すきま腐食の順であるが、この3形態で8割を占め、依然としてステンレス鋼に特徴的な局部腐食による腐食事例が多いことを示している。一方、以前から発生していたはずであるが、最近腐食事例として認識され始めている微生物腐食の件数は増加傾向にある。

ステンレス鋼や耐熱鋼に関する知識が向上し、適材選定技術が進歩した結果、過去に多く見られ

た粒界腐食の事例は最近では極めて少なくなっており、また高温腐食も減少傾向にある。

以下にこれらのうち、ステンレス鋼や耐熱鋼の腐食が関与する損傷事例の中で発生件数が多い孔食・すきま腐食及び応力腐食割れと、近年注目されている微生物腐食の発生メカニズムについて解説する。

◇ 孔食・すきま腐食

孔食は、ステンレス鋼やチタンなど表面に不動態皮膜を有する金属や合金に特有な腐食形態であり、中性水溶液中などで不動態化している状態において塩化物イオン等により局所的に不動態皮膜が破壊され、ごく限られた部分で孔状に腐食が進行する局部腐食である。またすきま腐食は、ボルト締め部やフランジ接合部、あるいは生物の付着部下など構造的なすきま部に発生し、接触部の比較的広い範囲で侵食される局部腐食である。いずれも予想外に短期間で突然孔が開き漏洩に至ることがある。

孔食やすきま腐食の発生メカニズムは、幾何学的な条件が異なるだけで本質的に同じであり、いずれも電気化学的反応により進行する。孔食の発生メカニズムを模式的に図2に示す。孔食は表面の不動態皮膜が攻撃的陰イオンであるハロゲン化

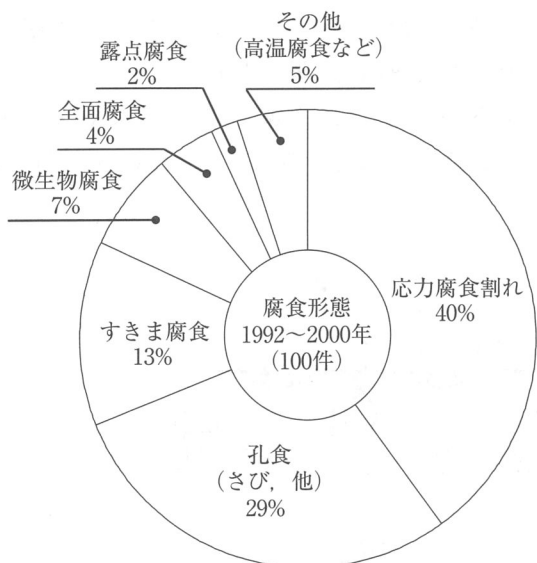


図 1 ステンレス鋼・耐熱鋼の腐食事故材の分類²⁾

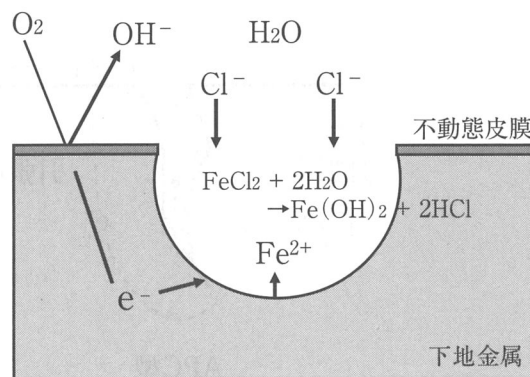


図 2 孔食の発生メカニズム (模式図)

物イオン、例えば塩化物イオン (Cl^-) によって局所的に破壊され (介在物や組織などの局部的不均一部で発生しやすい)、下地金属 (新生面) が露出してマイクロなピットが生成することから始まる。マイクロピット内では金属の溶解反応 (アノード反応): $\text{M} \rightarrow \text{M}^{n+} + n\text{e}^-$ と溶存酸素の還元反応 (カソード反応): $\text{O}_2 + 2\text{H}_2\text{O} + 4\text{e}^- \rightarrow 4\text{OH}^-$ が同時に進行する。その後ピット内で溶存酸素が消費されてしまうと、ピット内の電気的中性を保つために陰イオンである Cl^- が外部から侵入する。 Cl^- は金属イオンと塩化物 MCl を形成し、これが加水分解 ($\text{M}^{n+} + n\text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{M}(\text{OH})_n + n\text{H}^+$) されることにより H^+ が生成して塩酸が形成され、マイクロピット内の pH が低下して溶解する金属イオンの濃度が増大する。このような反応が自己触媒的に進行し、ついにはマクロな孔食に成長する。

すきま腐食の場合は、すきま内と外部との液交換が制限されるため、カソード反応を担うすきま内の溶存酸素が消費されると、電気的中性を保つために外部から Cl^- が侵入する。以下孔食と同様なメカニズムですきま腐食が発生、進行する。

孔食、すきま腐食ともに、腐食の開始となる表面不動態皮膜のマイクロ的な破壊と、その後の微小ピットやすきま内溶液の pH 低下により進行することから、不動態皮膜が強固なこと、および pH が低下しても不動態皮膜を維持できることが耐孔食性、耐すきま腐食性の高いステンレス鋼の条件となる。

◇ 応力腐食割れ

応力腐食割れ (SCC) は、溶接による残留応力など引張応力下におかれた腐食環境中で割れが発生する現象であり、孔食やすきま腐食と同様に、

表面に不動態皮膜が形成されている金属に特有な腐食である。特に SUS304 に代表される Ni 含有量の比較的少ないオーステナイト系ステンレス鋼では SCC が発生しやすく、材料の破断に至ることもある。SCC は ①環境、②引張応力、③材料の 3 要素が特定の条件を満たして初めて発生するものであり、どれか一つでも欠ける、例えば溶接によって引張応力が残存している部分にショットピーニングを施して表面に圧縮応力を付与した場合、SCC は発生しない。

SCC は、活性経路型腐食 (APC) と水素ぜい性割れ (HE) に分類される。その発生メカニズムを模式的に図 3 に示す。APC 型 SCC は結晶粒内割れと粒界割れに分かれるが、いずれの場合も引張応力の存在下で表面にすべりステップが現出し、さらに攻撃型陰イオンである塩化物イオンなどによって不動態皮膜が局所的に破壊される結果、活性な新生面が微小割れとして表面に露出することから SCC は始まる。その微小割れの先端では金属の活性溶解 (アノード反応) が生じると同時に応力が集中するので、割れがぜい性的に進展する。

一方、SCC も電気化学的反応であるので、対になるカソード反応 ($2\text{H}^+ + 2\text{e}^- \rightarrow \text{H}_2$ 、または $\text{O}_2 + 2\text{H}_2\text{O} + 4\text{e}^- \rightarrow 4\text{OH}^-$) は割れ先端部以外の自由面などで進行する。その結果、アノード反応は割れ先端に集中し割れが進展する。鋭敏化されていないステンレス鋼の場合、SCC は結晶粒内を進展するが、鋭敏化されている場合は粒界を SCC が進展する。

APC 型 SCC はフェライト系ステンレス鋼や二相ステンレス鋼では発生しにくく、またオーステナイト系ステンレス鋼であっても Ni 含有量が高いほど発生しにくくなる。また SCC の起点は孔

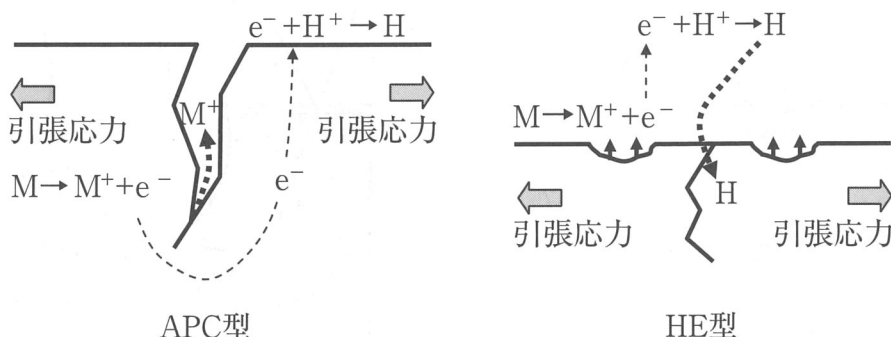


図 3 応力腐食割れの発生メカニズム (模式図)

食やすきま腐食の場合が多いことから、これらの局部腐食が発生しにくいCr、Mo、Nの含有量が高いオーステナイトステンレス鋼、いわゆるスーパーステンレス鋼もSCCは生じにくい。

HE型SCCは、孔食やすきま腐食などが表面で発生したときのカソード反応、あるいは電気防食によるカソード反応で生成した水素原子が金属表面に吸着後内部に拡散侵入し、それが引張応力存在下で微小割れ先端の応力の高い部分に蓄積した場合に発生するものであり、水素ぜい化の一種である。この型のSCCは強度の高いマルテンサイト系ステンレス鋼に発生しやすく、オーステナイト系ステンレス鋼では生じにくい。

◇ 微生物腐食

微生物腐食は、従来から発生していたはずであるが、最近になって漸く腐食として認識されてきたものである。海水、河川水あるいは工業用水等に存在する微生物がステンレス鋼表面に付着し、その代謝により腐食性の物質が生成、あるいは表面の電位が異常に上昇して、通常（微生物が付着しない）ならば起こり得ない条件で生じる腐食である。

微生物の代謝は酸化還元反応であり、その代謝過程あるいは代謝の産物がステンレス鋼表面のアノード反応やカソード反応に関与しこれを促進する、または微生物及びその代謝産物がステンレス鋼表面に付着することで幾何学的（すきま構造の形成等）に関与するために腐食が進行する。従って微生物が直接ステンレス鋼を腐食するものではない。

微生物腐食の特徴は、①菌やスライム状のバイオフィルムの付着が認められる場合が多い、②塩化物イオン濃度が低くても発生することがある、③微生物が代謝を行うのに適した温度で生じやすく、特に15～40℃で発生しやすい。④溶接部（溶着金属部、熱影響部）で発生しやすく、オーステナイト相やδ-フェライト相の選択腐食が生じやすい、⑤茶褐色の錆こぶを伴い、内部が大きくえぐられることが多い（腐食速度が異常に大きい）、⑥スプリンクラーの配管など通常内部液が停滞している場合に発生しやすい、などである。

微生物は大別して二種類ある。主に海水中に存

在する好気性菌と、自然界に広く存在する硫酸塩還元菌（sulfate-reducing bacteria：SRB）に代表される嫌気性菌である。海水中のステンレス鋼の電位が異常に上昇して孔食やすきま腐食が生じるのは好気性菌の作用によるものであり、代謝反応により過酸化水素（ H_2O_2 ）が生成して電位を上昇させる³⁾。

また河川水などを利用した冷却装置などに見られる腐食は、SRBによって生成した硫化水素（ H_2S ）あるいはチオ硫酸イオン（ $S_2O_3^{2-}$ ）によると考えられている⁴⁾。

ここではSRBによる微生物腐食の発生メカニズムについて具体的に述べる。殆どの実機環境は空気が存在し曝気状態にあるので、装置金属表面には最初に好気性菌が付着しバイオフィルムを形成する。好気性菌の代謝によって酸素が消費されるので、バイオフィルム下では溶存酸素濃度が低下する。

この時、環境中に硫酸イオン（ SO_4^{2-} ）が存在すれば（自然水を使用している装置内には SO_4^{2-} はほぼ普遍的に存在する）、嫌気性菌であるSRBがバイオフィルム下で繁殖する。SRBは更に SO_4^{2-} を還元して H_2S が生成する。 H_2S は腐食性を有する（カソード反応を増大させる）ので、これが金属の溶解反応（アノード反応）を促進して腐食を進行させる。

また硫黄バクテリアにより H_2S から強力な酸化剤で腐食性の高い $S_2O_3^{2-}$ が生成するので、塩化物イオン濃度が低くても腐食を発生させる。

写真1にSUS304製ジャケット付き二重配管に発生した微生物腐食の例を示す。二重管内には常温の水道水が流れるが、数ヶ月滞留させたところ溶接部に著しい腐食が発生し漏水に至った。水道水中の塩化物イオン濃度は低く、通常であればSUS304に腐食は生じない環境であるが、①溶着金属部にδ-フェライト相の選択腐食が見られる、②腐食生成物に多量の硫黄分が検出されたことから、SRBによる微生物腐食が発生したと判断されたものである。

なお微生物腐食を防止するためには、内部液をできるだけ滞留させないことが必要であるが、滅菌処理によりバクテリアを死滅させる方法も有効である。一般的に行われているのは塩素殺菌処理

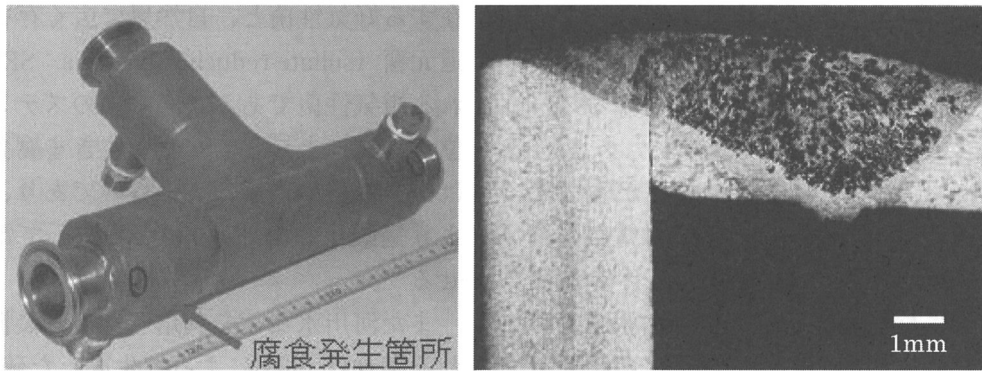


写真 1 SUS304製二重配管に発生した微生物腐食
(左：腐食事故材外観、右：腐食部断面ミクロ組織)

(生物毒である次亜塩素酸ナトリウム (NaClO) 等の添加) であるが、不連続な添加では有効な NaClO が急速に減少してバクテリアの抑制に効果がなく、連続的な添加が有効である⁵⁾。

但し NaClO は酸化剤としても作用して使用材の電位を上昇させるので、濃度が高すぎると逆に腐食を促進させる恐れがある⁶⁾。

オゾン (O_3) を使用水に混入させる方法も効果が認められている。材料側の対策としては、孔食やすきま腐食に対する耐食性が良好なステンレス鋼を使用すれば発生の可能性は低減する。

むすび

以上、ステンレス鋼・耐熱鋼の腐食損傷の中で発生件数の多い孔食・すきま腐食、応力腐食割れ

と、その存在が注目されている微生物腐食の発生メカニズムについて詳細に述べた。ステンレス鋼・耐熱鋼にはその他にも様々な損傷形態があり、特に耐熱鋼における高温腐食についても紹介したいところであるが、紙面の都合上割愛させていただいたことをご了承いただきたい。

参考文献

- 1) 足達哲男：特殊鋼, 49 (2000) 1, 47
- 2) 田中良平編：ステンレス鋼の選び方・使い方, (2010), 330
- 3) 天谷尚, 幸英昭：材料と環境, 46 (1997) 8, 481
- 4) A. M. Brennenstuhl, T. S. Gendron, R. Cleland : Corrosion Science, 35 (1993), 699
- 5) 友浦誠一郎, 山口正人, 中原正大：材料と環境, 46 (1997) 8, 505
- 6) G. Ventura, E. Traverso, A. Mollica : Corrosion, 45 (1989), 319



6. 快削鋼

愛知製鋼(株) すぎもと あつし
技術本部 技術開発部 杉本 淳

まえがき

快削鋼は、鋼にS、Pb、Caなどの元素を添加し、切削性を向上させた鋼である。鉄鋼統計要覧(2010年版)によると、2009年度の特種鋼熱間圧延鋼材における快削鋼の生産量は約66万tで、全体の4.2%を占めている¹⁾。快削鋼は、JIS G 4804に硫黄及び硫黄複合快削鋼が規格化されており、また自動車技術会規格JASO M106(自動車構造用鋼鋼材)において、被削性改善鋼に対する成分の追加又は変更として、S添加(S0～S2)、Pb添加(L1、L2)、Ca添加(U)が規格化されている。またステンレス鋼においても、JIS G 4303等において、S添加、Pb添加等により被削性を向上させた鋼種が規格化されている。

快削鋼における快削元素の種類と被削性改善機構および効果を表1²⁾に示すが、Pb、Biなどの

低融点物質による溶融金属脆化作用、硫化物による応力集中作用、Ca系酸化物による工具表面保護作用など様々な被削性改善機構がある。これらの快削元素は被削性を改善させる反面、機械的性質や疲労強度等を低下させる場合があり、各快削鋼における被削性改善機構と損傷事例およびその対応について以下に述べる。

◇ 硫黄快削鋼における損傷事例と対応

1. 硫黄快削鋼における被削性改善機構

硫黄快削鋼は、鋼中のSがMnと結びつきMnSを形成し、この介在物が切削加工時の高速変形時に切欠として作用し、その応力集中作用によって切屑を分断させることにより、被削性が改善される。

2. 硫黄快削鋼における損傷

・熱間鍛造割れ

表 1 快削鋼の種類と被削性改善機構および効果²⁾

		低融点物質		硫化物系	硫化物形態制御系			酸化物系	黒鉛型物質系	
		Pb	Bi	MnS	Ca	Zr	Se,Te	Ca-Al-Si-O	h-BN	黒鉛
被削性	被削性改善機構	溶融金属脆化作用 潤滑作用		応力集中作用 粘性流体潤滑作用	硫化物系介在物の 球状化・大型化			工具表面保護作用	層間剥離による 潤滑作用 応力集中作用	
	HSS工具寿命	○	○	○	○	○	○	△	○	○
	超硬工具寿命	△	△	△	◎	○	○	◎	○	◎
	ドリル寿命	◎	◎	○	○	○	○	△	○	◎
強度	切屑処理性	◎	◎	○	△	△	△	△	△	◎
	衝撃異方性	○	○	×	○	○	○	○	△	○
	疲労強度	△	△	△	△	×	×	×	○	△
	転動寿命	×	×	△	△	△	△	×	△	×
毒性		×	△	○	○	○	△	○	○	○
コスト		○	×	○	○	×	×	○	○	△
備考			生産量少						焼入性変動	黒鉛化処理要

【記号の意味】

- ・被削性……基本鋼対比、◎：非常に有効、○：有効、△：効果無し、×：劣化
- ・強度特性…基本鋼対比、○：影響無し、△：やや劣化、×：劣化
- ・毒性……○：問題なし、×：有り、△：両説有(不明)

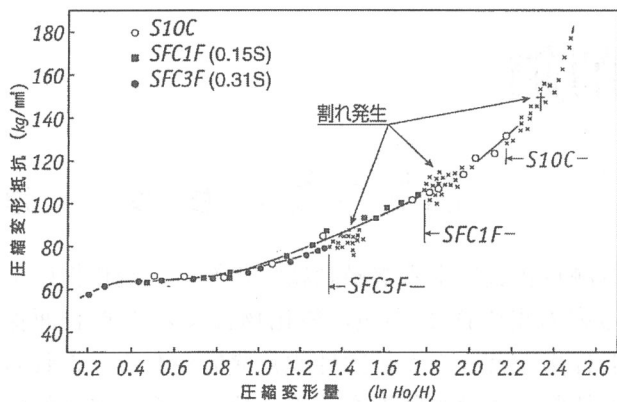


図 1 S10Cおよび硫黄快削鋼の冷間据え込み試験

硫黄快削鋼中のMnSは、熱間圧延や熱間鍛造によって変形し、細く伸びた介在物として存在する。このため、ベース鋼と比較して熱間鍛造において鍛造フローに直角な方向の延性が低くなり、鍛造時に鋼材のフローに沿った割れが発生することがある。

・冷間鍛造割れ

前述のように、硫黄快削鋼では圧延方向に伸びたMnSが分布するため、圧延方向に対して直角方向の伸び、絞り、衝撃値の劣化が大きく、顕著な異方性を示す。この異方性の影響で、材料の方向によって延性が大きく異なるため、冷間鍛造の際、割れを生じる場合がある。図1³⁾は機械構造用炭素鋼および硫黄快削鋼を供試材として行った冷間据え込み試験の結果であるが、S含有量が高くなるにしたがい、少ない変形量で割れが発生しており、Sによって冷間成形性が低下することがわかる。したがって冷間加工を施す場合には、材料の異方性を考慮した加工法案の検討を行う必要がある。

3. 対応

硫黄快削鋼における主な問題点は、前述のとおり、異方性である。これを改善する対応策として、以下のことが考えられる。

- ①適正なS量の選択…硫黄快削鋼にはSの含有量が0.05%程度(S1)、0.1%程度(S2)添加したものなどがあるが、S含有量が多いほど異方性が顕著となるため、被削性改善効果とのバランスを考慮し、適正なS量を選択する。
- ②MnSの形態制御…Ca、Zr等を添加することにより、MnSを球状化させて異方性を軽減する。

③異方性の少ない快削鋼の適用…硫黄快削鋼と比較して異方性の少ない鉛快削鋼の採用を検討する。ただし、近年、環境負荷物質削減の観点からPbフリー快削鋼が開発されており^{4)~7)}、切削性確保と同時に異方性、冷間加工性を考慮した鋼種が提案されている^{4)、5)}。

④熱間鍛造時の加熱、鍛造温度の適正管理

⑤冷間鍛造における適正鋼種を選択と異方性を考慮した加工法の策定

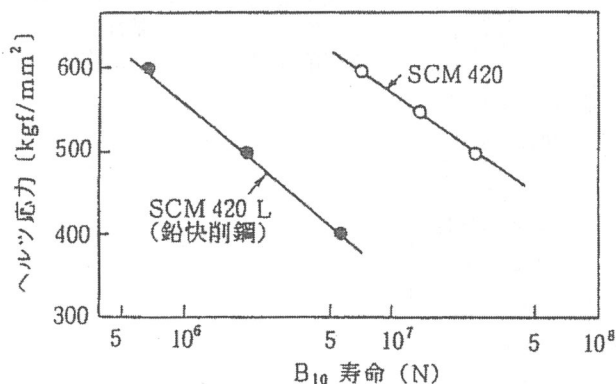
◇ 鉛快削鋼における損傷事例と対応

1. 鉛快削鋼における被削性改善機構

鉛快削鋼は、Pbを0.04～0.30%程度添加した鋼である。Pbは融点が327℃と低いことから、切削時に発生する加工熱によって鋼中のPbが溶融し、その脆化作用によって切屑を分断して切屑処理性を向上させるとともに、工具表面と切屑やワークとの間で潤滑作用を示し、工具摩耗を抑制して被削性を改善する。

2. 鉛快削鋼における損傷

鉛快削鋼のPbは圧延方向に延伸せず粒状に存在するため、硫黄快削鋼のような異方性や機械的性質の劣化は少ない。ただし、シャフトやギヤ類など転がり接触する部品において重要な特性である転動疲労強度の低下がみられる場合がある。



試験片：12φ×22 L
熱処理：ガス浸炭焼入れ、低温焼もどし
かたさ：H_RC 62
試験機：転動寿命試験機
回転数：46,240 rpm
潤滑油：タービン油 40 #
くり返し：n=20

図 2 鉛快削鋼の転動疲労試験結果

図2⁸⁾に、高面圧におけるSCM420鉛快削鋼の転動疲労試験結果を示すが、ベース鋼に対して鉛快削鋼の転動疲労寿命が著しく低下している。この理由としては、以下のように考えられている。高面圧での繰り返し圧縮応力により材料温度が上昇し、鋼中のPb粒の溶融、膨張が起こる。Pbの線膨張係数は鋼の2倍以上であるため、Pb粒の膨張により、周辺にクラックが発生、成長することにより転動寿命が低下する⁸⁾。

3. 対応

- ①Pb含有量の低減…鉛快削鋼の転動疲労寿命の低下はPb含有量の影響を大きく受けることから、被削性とのバランスを考慮しPb量を検討する（L2快削鋼0.10～0.30% Pb、L1快削鋼0.04～0.09% Pb）。

◇ 快削ステンレス鋼における損傷事例と対応

1. 快削ステンレス鋼における被削性改善機構

ステンレス鋼は大別してオーステナイト系、フェライト系、マルテンサイト系に分類されるが、炭素鋼や低合金鋼と比較して、いずれも被削性は劣る。特にオーステナイト系ステンレス鋼は材質が軟らかくねばいこと、熱伝導率が低いことなどから、切削加工時に切屑が分断されず、刃先温度が上昇し、また加工硬化を起こしやすいことから極めて被削性が悪い。そこで、被削性を改善した快削ステンレス鋼が採用される場合がある。主な快削ステンレス鋼としては、快削元素Sを添加したSUS303等があり、これらは硫化物が応力集中源として作用し、切削抵抗の低下や切屑処理性を改善する。

2. 快削ステンレス鋼における損傷

機械構造用鋼とは異なる、ステンレス鋼特有の損傷事例として、耐食性の低下が挙げられる。前

述のように快削ステンレス鋼では被削性改善のため鋼中に硫化物が分布しているが、これが発錆や孔食の起点となり、ベース鋼と比較して耐食性が劣化することがある。

3. 対応

快削ステンレス鋼の耐食性向上に関して以下の対応が考えられる。

- ①Cu添加…オーステナイト系ステンレス硫黄快削鋼において加工硬化を低減することにより被削性を改善するとともに耐食性を改善する目的で1～4%添加される。
- ②Mo添加…SUS303、SUS430F、SUS416等では、Sによる耐食性劣化を改善するため、Moを0.6%以下添加することができることになっている。

むすび

機械構造用快削鋼を中心に、各快削鋼の被削性改善機構と損傷事例および対応について述べた。自動車部品等の製造における切削コストの割合は大きく、快削鋼は極めて有用な材料であるが、その製造や採用にあたっては、それぞれの快削鋼の特徴を理解することが重要である。

参考文献

- 1) 鉄鋼統計要覧（2010年版）
- 2) 小林一博：熱処理、41（2001）、4、196
- 3) 渡辺敏幸：機械構造用鋼（2001）、日本鉄鋼協会、85
- 4) 村上俊之、富田邦和、白神哲夫：JFE技報、23（2009）、10
- 5) 染川雅実、鹿磯正人、松島義武、家口浩：神戸製鋼技報、51（2001）、1、13
- 6) 加藤英久、佐藤公保、野口貴久、八明輝修、森幸太郎：愛知製鋼技報、21（2003）、7
- 7) 常陰典正、藤松威史、平岡和彦：Sanyo Technical Report、10（2003）、1、38
- 8) 渡辺敏幸：機械構造用鋼（2001）、日本鉄鋼協会、103-105

7. 高炭素鋼線

新日本製鐵(株) おこのぎ まこと
君津技術研究部 小此木 真

まえがき

パーライト鋼を伸線加工により強化した高炭素鋼線は量産鉄鋼材料のなかで最も高い強度をもつ材料として知られている。その用途はタイヤ補強用スチールコード、半導体材料の切断用ソーワイヤのような極細鋼線や、橋梁用ワイヤ、PC鋼線やワイヤロープなどがあり、自動車、土木、建材など幅広い分野で使用されている。これらの高炭素鋼線は主に炭素含有量が約0.60～0.95%のピアノ線材が使用されている。

高炭素鋼線から作られる製品は軽量化や小型化、あるいは橋梁など建設構造物の建設費の低減を目的に高強度化のニーズが高く、近年では2,000MPaを超える橋梁用ワイヤ¹⁾や、4,000MPaに到達するスチールコード用線材²⁾が開発されている。

これらの製品は、ピアノ線材をパテンティングと呼ばれる等温変態処理によりパーライト組織とした後、伸線加工して強度を付与している。強度を高くするためには、パテンティング処理後の伸線前の素線の強度を高くすることや、伸線加工の加工歪みを高くする方法が取られている。一般に材料は高強度になるほど延性が低下する性質があることから、高炭素鋼線は製造時や、あるいは製品として使用されている時の破壊の対策が重要となっている。

ここでは高炭素鋼線の製造工程、あるいは使用時に発生する代表的な損傷について、その発生メカニズムと対策について紹介する。

◇ 損傷形態と発生メカニズム

高炭素鋼線の代表的な損傷形態として、伸線加工の際に発生する断線や、シェブロンクラックと呼ばれる材料内部の欠陥、撚り加工の際に発生するデラミネーションという縦割れがある。また、使用時には、特に高強度材料において遅れ破壊と

呼ばれる破壊が発生する場合がある。

1. 断線

スチールコードやソーワイヤは直径5.5mm程の熱間圧延線材をパテンティング処理と伸線加工を繰り返し、最終線径が0.15～0.30mm程度にまで伸線加工して製造される。極細線径まで加工されるため、材料内部に粗大な介在物や硬質組織があると、伸線加工の際に断線することがある。

断線の主な原因は10 μ mを超える粗大でかつ硬質な酸化物系の非金属介在物³⁾や、ミクロマルテンサイトと呼ばれる硬質組織、あるいは旧オーステナイト粒界に析出したフィルム状のセメンタイトである。

粗大な酸化物系の非金属介在物を低減させる方法として、鋼中の酸化物を変形しやすい低融点酸化物に変えて、熱間圧延や伸線の工程で酸化物を変形させて、無害なサイズにまで微細化する技術が実用化³⁾されている。

一方、鋼材の中心付近にはCやMnなどの合金元素が濃化した偏析部がある。Mn濃度が高いとパーライト変態温度が低くなることで、パテンティング処理後も未変態のオーステナイトが残存し、これが原因でミクロマルテンサイト組織が生成する。

また、炭素が偏析すると旧オーステナイト粒界にフィルム状のセメンタイトが析出する。ミクロマルテンサイト組織やフィルム状のセメンタイトは硬質で延性が劣り、変形を受けた際に写真1に示すように亀裂の発生起点となりやすい。これらの組織の生成を防止するためには鋼材の偏析を抑制することが有効であり、溶鋼の鋳型内電磁攪拌技術⁴⁾などが利用されている。

2. カッピー破断

伸線加工の際に材料内部に写真2に示すようなV字型の欠陥が発生する場合があります。このような欠陥はシェブロンクラックと呼ばれている。シェブロンクラックが発達して断線に至ると線の中心

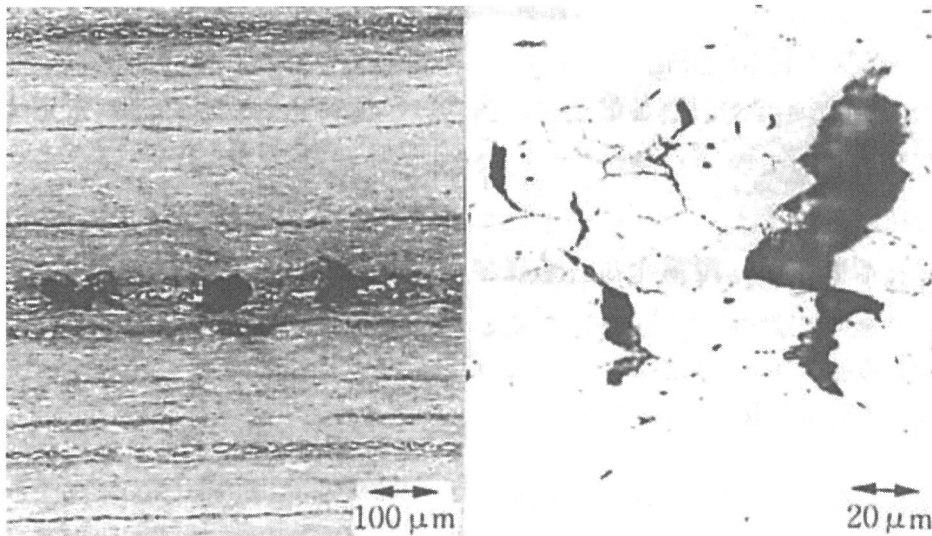


写真 1 中心偏析部の亀裂³⁾

部が円錐状のカップとコーン状に分かれた破壊形態となり、このような破断はカッピー破断と呼ばれている。

シェブロンクラックの発生原因は主に加工要因の場合が多い。伸線加工の際に、ダイス角度が大きく伸線減面率が低い場合、鋼線のメタルフローが伸線方向に均一に流れず、鋼線の中心部において伸線方向に引張応力が作用⁵⁾し、これが原因で亀裂が発生する。

引張応力を抑制するため、ダイス角度は 10° 以下、1パス当たりの伸線減面率は20%以上が望ましいと報告⁶⁾されている。また、延性が低い材料ではカッピー破断が発生しやすい^{7), 8)}ため、材料の延性を高めることが有効である。

伸線加工方法が材料特性に影響を及ぼす例として、伸線ダイスと鋼線の摩擦係数や、伸線速度、ダイスのアプローチ角度がある。摩擦係数が高い場合や、伸線速度が速い場合には、ダイスと鋼線の摩擦発熱が高くなり⁹⁾、歪み時効が生じて鋼線の延性が劣化する⁵⁾。また、アプローチ角度が高い場合には加工発熱により歪み時効が生じ、鋼線の延性が劣化⁵⁾することが知られている。

3. デラミネーション

伸線加工した鋼線にねじり加工を加えると、延性が高い鋼線では全長にわたり均一にねじれ、ねじり回数も高く、最終的に破断する際には鋼線の直角方向に破断する。一方、延性が低い材料ではねじり加工の初期にデラミネーションと呼ばれる

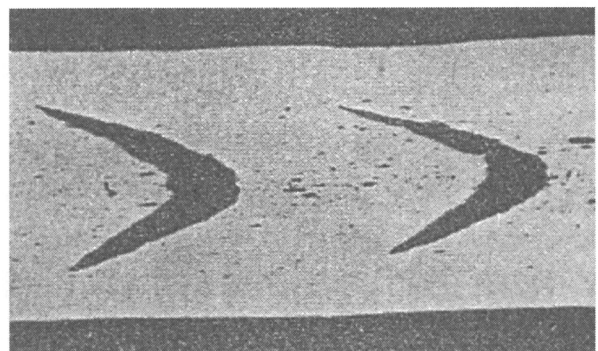


写真 2 シェブロンクラックの例

伸線方向に沿った縦割れが発生し、低いねじり回数で破断し、引き裂いたような破断形態を示す。デラミネーションは高炭素鋼線を高強度化する際の最大の阻害要因¹⁰⁾となっている。

デラミネーションの発生機構は幾つかのモデルが提案されているが、最近では伸線強加工によるセメンタイトの分解がデラミネーションの発生と関係していると考えられている¹¹⁾。セメンタイトの分解は同一鋼線においても均一でなく場所によって異なり、その結果、セメンタイトが分解して生成した炭素の濃度も不均一な分布¹⁰⁾をとる。また、伸線加工した鋼線は、歪みの不均一やラメラ間隔の不均一などによりミクロ的に強度が不均一である。そのため、強度が低い領域にねじり変形が集中することで亀裂が発生すると考えられている¹¹⁾。

デラミネーションを抑制する方法として、材料

と加工方法の両面の対策が取られている。材料面の対策では素線の高強度化や、加工硬化を大きくする方法がある。これらにより伸線加工歪みを小さくしても目標強度に到達することができ、伸線加工歪みの増大に起因した鋼線のミクロ的な強度の不均一を低減することができる。加工方法の対策としては、伸線加工中の摩擦発熱や加工発熱を低減して歪み時効を抑制¹²⁾することが有効であり、伸線中の鋼線の直接冷却¹³⁾やダイスアプローチ角を低減するなどの対策が取られている。

4. 遅れ破壊

遅れ破壊は荷重が負荷されてから、ある時間経過後に突然破壊する現象で、高強度ボルトや高強度PC鋼棒などで発生が報告されている。

遅れ破壊は、酸洗やめっきなどの製造工程や、使用時に腐食などにより鋼材中に水素が侵入し、水素が結晶粒界等に濃化して割れに至るものである。

高炭素鋼線の伸線パーライト組織は、通常の高強度ボルトやPC鋼棒の焼戻しマルテンサイト組織に比べ、遅れ破壊しにくいと報告¹⁴⁾されている。伸線パーライト組織は伸線方向に沿って水素が濃化するため、伸線方向を横切る直線的な亀裂の生成が抑制されるためと考えられている。このような特性を利用して、2,300MPaの高強度PC鋼線^{1)、15)}や1,600MPaのボルト¹⁶⁾が開発されている。

むすび

高炭素鋼線は鉄鋼製品のなかで最も高い強度を有する材料であり、製品の軽量化や製造コストの低減を目的に更なる高強度化への要求が高い。高強度化に伴って材料の延性の低下や、傷や介在物に対する割れ感受性が高まり、損傷の抑制対策が

求められている。製造工程、あるいは使用時の破壊を抑制していくためには、材料面では介在物サイズの微細化や偏析の低減、製造時には熱処理や伸線加工方法の適正化が必要であり、また使用時においても傷や腐食に対する管理が要求されている。今後、更に高強度化が進むに伴って、材料、製造工程、使用環境の一貫での損傷対策がますます重要となってきている。

参考文献

- 1) 樽井敏三、西田世紀、吉江淳彦、大羽浩、浅野厳之、落合征雄、高橋捻彦：新日鉄技報、370、(1999)、45
- 2) 田代均、西田世紀、樽井敏三、大橋章一、佐々木正司、中村謙一、吉江淳彦、出町仁：新日鉄技報、370、(1999)、39
- 3) 高橋捻彦、落合征雄、佐藤洋：新日鉄技報、343、(1992)、86
- 4) 氏家義太郎、前出弘文、伊藤幸良、荻林成章、関博、和田要、伊藤裕雄：鉄と鋼、67、(1981)、1297
- 5) 浅川基男、塚本孝、相原賢治、永井博司、須藤忠三：住友金属、45-4、(1993)、41
- 6) 三木武司：特殊鋼、49-1、(2000)、56
- 7) 隠岐保博、水谷勝治、柴田隆雄、八木圭太郎：鉄と鋼、72-5、(1986)、S653
- 8) 高橋捻彦、浅野厳之、南雲道彦：鉄と鋼、61-4、(1975)、S155
- 9) 松下富春：R&D神戸製鋼技報、48-1、(1998)、56
- 10) 樽井敏三、丸山直紀：鉄と鋼、90、(2004)、1031
- 11) 樽井敏三：第188・189回西山記念技術講座、日本鉄鋼協会編、(2006)、141
- 12) 藤田達、山田凱朗、川上平次郎：R&D神戸製鋼技報、23-3、(1973)、44
- 13) 中村芳美、川上平次郎、藤田達、山田凱朗：R&D神戸製鋼技報、26-3、(1976)、65
- 14) 高井健一、関純一、本間芳和：鉄と鋼、81、(1995)、1025
- 15) 茨木信彦、鹿磯正人、横井浩一、方蘇春、児玉勝：R&D神戸製鋼技報、46-3、(1996)、13
- 16) 並村裕一、藤田学、茨木信彦、隠岐保博：R&D神戸製鋼技報、54-3、(2004)、16

Ⅲ．支援技術

1．損傷の分析・調査方法

(1) 疲労破壊、クリープ破壊、衝撃破壊、摩耗

(株)日鐵テクノリサーチ やま もと こう いち
総合材料センター 山 本 広 一

まえがき

疲労破壊、クリープ破壊、衝撃破壊、摩耗の四つの現象は、単独でも生じるが、実際の破断においては、多くはこれらの現象の複合によって発現している。従って分析では、亀裂の発生-伝播-停止の破断過程を正しく調査することが肝要となる。本稿では実際の損傷例を挙げ、これらが複合した現象について述べる。

◇ 疲労破壊

飛行機の墜落、トラックタイヤの離脱事故など損傷の多くは疲労破壊によって発生している。この分析には、肉眼、低倍率の実体顕微鏡によるマクロ破面解析によって、ビーチマーク模様*の波紋から亀裂発生部の特定が肝心であり、亀裂の進行方向が特定され、応力の負荷方向も決定される。

*ビーチマークとは、あたかも海岸の砂が波で洗われたような外観を呈している破面形態で、き裂の発生点から円弧状の線が次々に広がっていくように見える破面形態である。疲労によるき裂の進展が速くなったり遅くなったりすることで破面の平滑度が変化するために生じるものである。従って、円弧状の線の広がっていく方向が亀裂の進展方向であり、逆にその元をたどれば、亀裂の発生箇所（起点）を特定することができる。

疲労破壊は亀裂起点部へ使用中の繰り返し応力が集中することによって、引張強さのおよそ1/2の応力以上で破壊が生じる。疲労限とは工学的には繰り返し応力サイクルが 10^7 回に達しても疲労破壊が生じなくなる応力を疲労限と称する。

疲労破壊の亀裂起点となるものは溶接欠陥、腐食孔、摩耗痕、加工疵、介在物などがある。このような切欠が存在すると疲労限 (σ_w) は切欠係数

(β) で除した σ_w/β に減少する。この切欠先端における応力集中係数 (α) が増大すると、疲労限が低下し、材料強度の上昇に伴い、切欠感受性が高くなる (図1)。

疲労破壊の起点部の特定には、走査型電子顕微鏡 (SEM) 観察が必須である。破面が清浄であれば、疲労破壊の引張・圧縮応力の1回の繰り返しで進展した痕跡として検出されるストライエーションが観察され、この幅から疲労亀裂の進展速度が算定できる。

ただし、腐食環境下では、疲労と腐食の重畳によって、疲労限はさらに大幅に低下する。対策として溶接部止端部の例を挙げれば、応力集中部として疲労破壊の起点となる、止端部の曲率半径を大きくするためにグラインダー切削加工による平滑処理を施し疲労寿命を長くしている。最近では、船舶、橋梁などの溶接止端部処理として、UIT (超音波衝撃処理: Ultrasonic Impact Treatment) による曲率

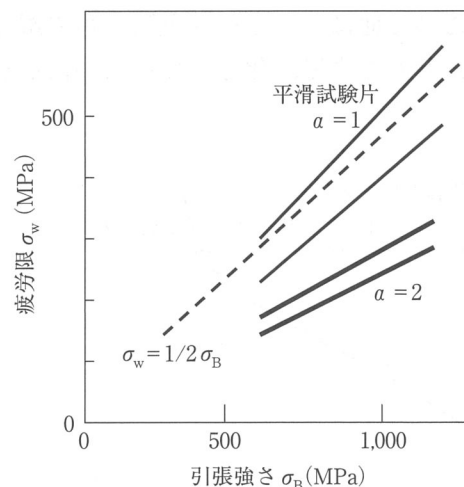


図 1 疲労限と引張強さの関係
 α : 応力集中係数

半径の大径化と圧縮応力との重畳付加がなされており、疲労破壊における長寿命化に成功している。

ギアなどの転がり疲労が問題となる分野では、疲労破壊の発生に潤滑油中に含まれる腐食成分由来の腐食により発生する拡散水素が寄与していることが判明しており、この水素対策としては、腐食成分を含まない潤滑油の選定がおこなわれている。一般的な疲労改善策としては、ショットブラスト処理による表面の平滑化、圧縮応力の付加、高周波表面焼入れ処理および浸炭、窒化処理による表面硬化処理が施されている。

◇ クリープ破壊

クリープ破壊は、図2に示すように、高温・長時間の一定応力下で、初期遷移クリープ、一定の速度で一樣に伸びが進行する定常クリープを経て、加速クリープに達した時点で急速に伸びて、くびれが生じ破断する現象である。

材料の微視的な観点では、加速クリープ開始時点で、結晶粒界にキャビティ（空洞）が形成され、これらのキャビティの連結によって高温延性粒界破壊によって破断に至る現象である。

クリープ破断でしばしば問題になるのは、溶接継手部で生じる、粒界脆化によるクリープ脆化割れである。これは、不純物元素、硫黄、リンなどの粒界偏析と炭化物、窒化物などの粒界析出物とによる粒界脆化に起因していると言われている。

溶接HAZにおいてクリープ脆化によって粒界割れした破面をSEM観察した例を写真1示した。粒界破面にはキャビティと炭化物の析出が観察された。この破面は、クリープ亀裂の最先端部に内在し、ほとんど高温酸化されていない破面を露呈

させ観察した例である。高温割れにおいては、このように亀裂先端部に内在した清浄な破面が観察されることが多い。検査方法については、他の損傷調査と同様である。

クリープ破断に対する溶接部の改善策としては、溶接部の余盛をグラインダー処理などで平滑にして応力集中部を排除することである。また実際の高温の反応炉内などでは、炉内の均熱保持が不可欠であり、特にホットスポットができないように炉内の熱制御管理に注意することである。

◇ 衝撃破壊

衝撃的な高歪速度の曲げ、引張応力が負荷された場合、降伏応力が上昇し、低温で試験した状態と同様に降伏応力以下の低応力で脆性破壊が生じる。脆性破壊には結晶粒内を伝播するへき開破壊と粒界に沿って割れる粒界破壊とがある。鋼材における脆性破壊は、降伏応力が上昇する高強度化により破壊靱性値（例えば平面ひずみ破壊靱性： K_{IC} ）が低下し発生し易くなる。

現状では、脆性破壊は、疲労亀裂、孔食、水素脆性亀裂など経時的な亀裂の進展により、亀裂先端の応力拡大係数 $K = \sigma\sqrt{\pi c}$ （ σ ：外部応力、 c ：進展亀裂長さ）が材料の K_{IC} を超えた時点で衝撃的な脆性破壊へと変遷し最終破断することが多く見られている。また、脆性破壊で問題となるのは溶接不良による欠陥部（溶接止端部が多い）であり、この欠陥先端部に応力集中が生じる。また溶接熱影響部（HAZ）は、溶接時に1450℃もの高温に加熱され、オーステナイト粒径は粗粒化し、冷却後は変態して硬化ミクロ組織が生成される。この粗大硬化組織の形成により、実効的な結晶粒径（有

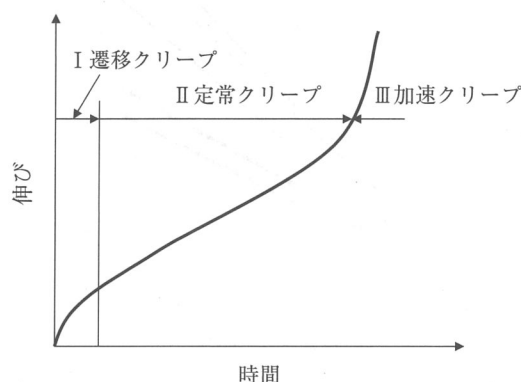


図 2 クリープ伸びの時間的変化（模式図）

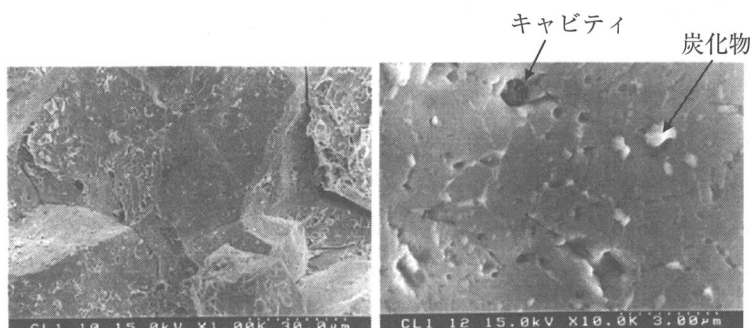


写真 1 クリープ脆化粒界破面と粒界破面内のキャビティと炭化物

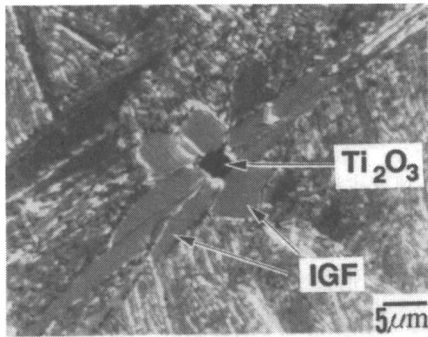


写真 2 溶接HAZ部における Ti_2O_3 から核生成した粒内フェライトによるHAZ組織の細粒化

有効結晶粒径と称す)は粗粒化して、著しく靱性が低下する。従って、溶接部HAZにおける脆性破壊の防止にはHAZ靱性の向上が求められる。改善方法としては、製鋼過程においてTi-Oの微細粒子を分散させた鋼材を製造し、溶接時のHAZ部において、粗大化した γ 粒径内から分散した酸化物を針状粒内フェライト(IGFと称す)の生成核として作用させ、有効結晶粒径を細粒化しHAZ靱性を向上させる技術が開発されている(写真2)。

母材の改善策としては、基本的には破壊靱性値を上昇させることであり、実効的な結晶粒の細粒化およびNi添加などによる母相靱性の向上が提案される。また粒界割れの場合は、粒界偏析脆化元素のP、Sn、Sbなどの不純物元素の低減と微細炭窒化析出物の粒界析出の抑制が必要である。

この分析には、実体顕微鏡、SEM破面解析による亀裂起点・伝播方向など破壊形態の同定及び亀裂起点部のミクロ組織観察による異常な粗大組織の有無、硬さ測定による強度の推定などの調査がおこなわれる。靱性の支配因子として大きな役割を担っている有効結晶粒径の測定には、従来は特殊なエッチングによるミクロ組織判定がおこなわれていたが、最近ではこれに替る方法としてEBSD(Electron Back Scattering Diffraction)を用いた結晶方位解析法が試みられている。

◇ 摩耗

摩耗現象は、同じ固さの金属同士が接触面で摩擦力によって結合・凝着し生じる凝着摩耗と異なる硬さの金属面が接触し、硬い金属が軟らかい金属面に押し込み掘り起こしにより生じるアブレーション摩耗との大きく2つに大別される。一義的に

は摩耗は、表面の硬さと面圧によって支配され、硬い方が摩耗特性は改善されるといえる。

損傷調査の例では、局所的な異常摩耗が重要な分析課題となっており、解決策が求められている。例えば、熱交換器の鋼管パイプが鋼板固定ベルとの振動による摩擦によって切断に至った例がある。この場合は、循環液体中に硬い研磨剤相当の異物粒子が混在したことによって局所異常摩耗を発現したものである。

エンジン部品における回転体の接触面の異常摩耗の例では、潤滑油に混在した部品表面の摩耗剥離により発生した微細粉、外来物質のケイ酸物など様々なサイズの物質が検出され、これらの混在によって異常摩耗が生じたものである。

これらの分析にあたっては、先ず異常摩耗部の表面の実体顕微鏡観察による表面粗さ、表面酸化、腐食状態を調べることで、大凡の摩耗現象を把握する。次いで、摩耗の激しかった表面をSEMで拡大観察し、摩耗表面の削れ方、方向、異物の突き刺さり具合など摩耗形態を詳細に観察すると同時に、エネルギー分散型X線分析装置(EDS)を用い、表面酸化層、異物を分析して原因を特定する。加えて、潤滑剤の中に含まれている異物についても濾紙で濾過して回収し、EPMA、EDSなどにより詳細な分析を実施し、異常摩耗の主因を決定し、対策に結びつける。

改善策としては、外来要因に対しては、フィルターなどの設置による潤滑剤の清浄化につぎが、部品内からの異物混入に対しては、発生源となる箇所、例えば微小なばりなどの排除が肝要となる。

むすび

損傷解析の目的は、何が原因であるかをマクロ・ミクロの観点から検査・同定し、これに基づき改善策を考案することである。解析にあたっての重要なポイントは、応力集中箇所の特定であり、この集中部が形成された要因の決定である。また、損傷・破断は、幾つかの現象が複合的に作用し生じていることを念頭において分析することも重要である。

分析での基本的な機器・方法については大きな変化は見られないが、EBSDによる結晶方位解析が材料解析からのアプローチでは有力な手段となるものと期待される。

(2) 全面腐食、局部腐食、応力腐食割れ

住友金属テクノロジー(株) あずま
研究支援事業部材料評価部 東

しげ き
茂 樹

まえがき

「腐食」とは、金属材料が化学的環境下で「酸化」されて、化合物（錆）になったり陽イオンとして溶出したりする現象です。鉄鋼をはじめ金属材料が、酸化物等の鉱石を精錬、つまり「還元」して製造されることからしますと、腐食は元の酸化物に戻ろうとするごく自然な現象です。ただ、予期していない腐食の発生と進行が、設備・機器・装置の大きな損傷につながる場合があるので、対処が必要になります。

本稿では、腐食による損傷が発見された際に、原因解明から対策立案までで必要となる分析・調査の方法について概説します。

◇ 分析・調査から対策立案までの工程

腐食損傷の原因としては、鋼材そのものの不具合の他に、材質選定・加工工程・構造設計などの不適や使用環境の苛酷化など多種多様です。したがって、個々の腐食損傷に対して、その原因を解明し適切な対策を確立する必要があります。

分析・調査から対策立案までの工程は、図1に

示すように、形態の観察、環境・材料・応力の分析と調査、対象品の製造記録・運転記録・関連する文献の調査、原因の推定、最後に対策立案、が一般的です。

腐食による損傷は、鋼材そのものの不具合から生じることは稀で、多くは鋼が使用されている状況、すなわち、腐食性物質、温度、乾燥湿潤、作用応力などが関与して生じます。したがって、はじめに使用状況を把握することが重要で、的確な状況把握ができないと、後の分析・調査、原因推定、対策が全く的是はずれなものとなつて、結局、同じ損傷が繰り返されてしまう恐れがあります。

形態の観察では、交通事故の現場検証と同じで、まず、腐食損傷が発生した状態を保存する必要があります。観察し難いからといって付着物を洗い流してはいけませんし、手指の油脂により污染されないようゴム手袋などの着用を心がけます。目視観察では、損傷部と周辺の付着物、堆積物などを観察・撮影し、位置、大きさ、深さなどなるべく数値を用いて記録します。対象物が小さな場合には実験室で鋼成分を分析できますが、プラント配管・塔槽類など対象物が大きい場合には、近年、

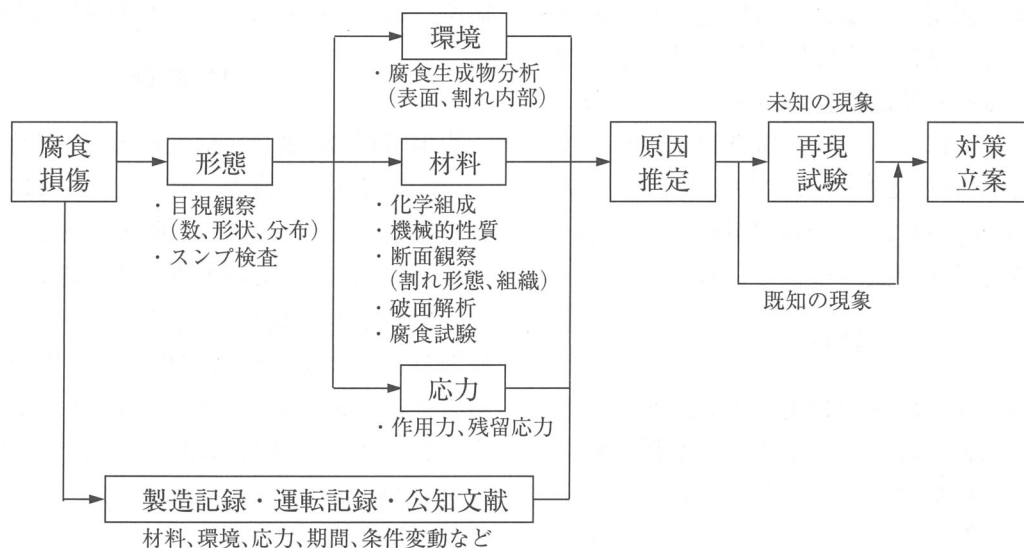


図 1 腐食損傷に対する分析・調査から対策立案までの工程

PMI (Positive Material Identification) 検査として、可搬型発光分光分析装置による成分分析が可能となっています。より簡易な方法として、たとえば、ステンレス鋼のSUS304とSUS316を識別できるMo検査薬が市販されています。また、金属組織の確認のためには、損傷品の表面のミクロ組織をレプリカ法によって非破壊的に採取、観察できるスンプ検査も有効です。

損傷部表面の付着物や堆積物に対しては、化学分析、電子線マイクロアナライザー (EPMA) 分析、X線回折 (XRD) による構造解析、pH測定などを行います。通常、付着物と堆積物には、鋼が腐食して生成した物質 (腐食生成物すなわち錆) と環境に由来する腐食性物質が含まれているので、それらを特定することが原因の推定に役立ちます。損傷品そのものからも、サンプルを採取し、化学成分分析、ミクロ組織観察、硬さ試験、腐食試験などを行います。応力腐食割れなどの割れ損傷の場合には、X線などによる残留応力測定や破面解析を実施します。

破面解析は、割れの起点や進展状況の情報から破壊の様式に関する情報を得ることができるので、応力腐食割れや水素脆性などの割れ損傷の調査に極めて有効です。目視で観察できる程度のマクロ破面には、図2 (a) に示すように、おおまかに二つの特徴的な模様があります。ひとつは起点部から放射線状に広がる模様 (図中実線) で、これはき裂の進展方向を示すものです。もうひとつは応力の変動に起因する段差 (図中点線) で、疲労破面でよく見られます。実線は割れの進行に

より生じる段 (ステップ) で、図2 (b) に示すように割れの進行につれて段が高くなります。

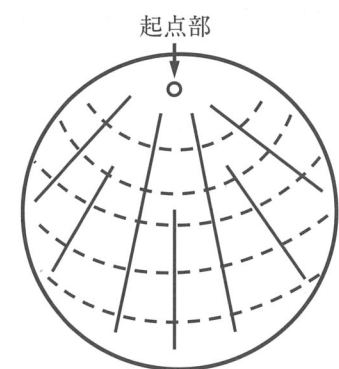
実際の割れ破面は、引張応力の大きさや結晶粒の方位が微小部で変化しているので複雑な破面模様を呈します。典型的なステンレス鋼の塩化物水溶液中の粒内型応力腐食割れでは、図2 (c) の走査型電子顕微鏡 (SEM) 像に示すように、ステップが連なったリバー状模様 (river pattern) あるいは扇状模様 (fan shape pattern) が観察されます。

損傷品の分析・調査とともに、製造記録・運転記録・公知文献などの書類調査が必要です。腐食は電気化学反応の進行による現象で、鋼製品がある期間使用された後に発見されることが多いので、温度・圧力など環境因子の経時変化は特に重要です。

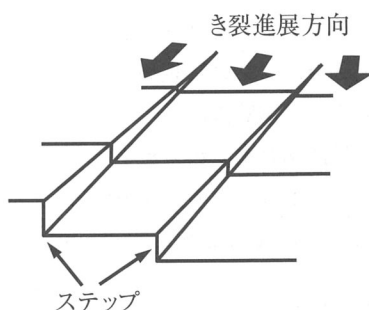
さらに、過去に類似の腐食損傷事例が無いかを、社内記録や公知文献で調べます。過去に類似の腐食損傷が経験され対策が示されていれば、詳細な分析・調査を省略して、対策の確立につながる近道になります。

分析・調査の結果、種々の記録・文献からの情報を総括して検討し、損傷原因を推定します。大きくは、主要な損傷原因が設計製造を含めた鋼製品側にあるか、使用環境側にあるかが重要で、それによって対策も全く変わります。損傷が既知の現象であった場合には、対策の検討に進みます。未知の現象あるいは原因に疑問がある場合には、損傷を再現するための腐食試験が必要となります。

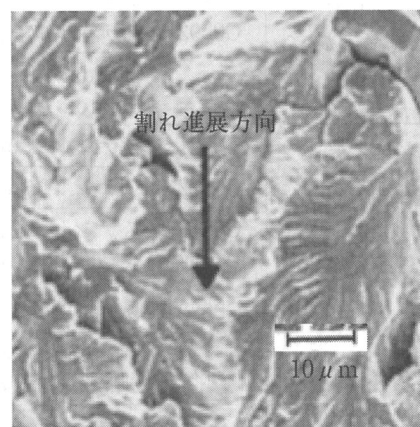
対策の立案では、損傷抑制効果といった技術的



(a) 破面模様の模式図 (目視)



(b) 破面模様の模式図 (顕微鏡)



(c) 応力腐食割れ破面の例

図 2 割れ損傷の破面解析

な観点だけではなく、対象品の重要性、緊急性（あるいは持続性）および経済性などを含めて総合的に検討されます。たとえば、原因が鋼製品側にあったとしても、実用上可能な鋼種変更のみでは十分な効果が期待できない場合には、構造設計・製造工程の変更も併せて検討されます。また、工場設備が対象の場合には、保守点検の改善によって設備全体としての健全性を確保するといった施策もあり得ます。

◇ 腐食試験について

腐食損傷の調査の中での腐食試験は、損傷品の鋼材料の耐食性を検証するのが目的で、通常はJISなどの規格試験を適用し、可能なら未使用品とも比較します。並行して、腐食形態や環境要因を入念に調査して、腐食現象とその要因を明らかにします。次に、腐食損傷を再現する、あるいは、対策の効果を確認する際の腐食試験では、原因が材料側と環境側のどちらにあるかによって腐食試験の選定の考え方が変わります。

材料側にあるとされた場合は、供試材料を熱処理などによって加速劣化させる一方、腐食試験としては規格試験を適用できることがあります。逆に、原因が環境側にある場合は、その環境要因を抽出し「腐食のメカニズム」を変えない範囲内で

苛酷化（加速）する必要があります。

表1に代表例を示すように、JIS規格には多くの腐食試験があります。多くは、代表的な耐食性材料であるステンレス鋼を対象とし、全面腐食・孔食・すきま腐食・粒界腐食・応力腐食割れといった腐食形態ごとに制定されています。

これら金属材料に対する試験の他に、電気・電子（JIS C）、自動車（JIS D）、化学（JIS K）、医療（JIS T）などの分野で金属製品の用途に応じた腐食試験があります。また、米国規格ASTMや国際規格ISOにも、多くの腐食試験が規定されています。以下、個々の試験の概略を述べます。

JIS G0591の硫酸腐食試験では、試験片を硫酸水溶液に浸漬し、腐食による重量減少から腐食速度を求めます。

JIS G0577の孔食電位測定は、脱気した0.1M食塩水中で試験片を陽分極して孔食電位（ V_c ）を求めるものです。孔食電位が高い（貴な）ほど、耐孔食性に優れるステンレス鋼と評価されます。JIS G0578の塩化第二鉄試験は、塩酸酸性6%塩化第二鉄水溶液中に試験片を24時間浸漬した後、孔食による重量減少を測定して耐孔食性を評価します。

第二鉄イオン（ Fe^{3+} ）が酸化剤として作用することによってかなり厳しい孔食条件を与えます。

表 1 主な腐食試験のJIS、ASTM規格

腐食の種類	規格番号	名 称
全面腐食	G0591	ステンレス鋼の硫酸腐食試験方法
孔食 すきま腐食	G0577	ステンレス鋼の孔食電位測定方法
	G0578	ステンレス鋼の塩化第二鉄腐食試験方法
	G0592	ステンレス鋼の腐食すきま再不動態化電位測定方法
	G48	Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution
粒界腐食	G0571	ステンレス鋼のしゅう酸エッチング試験方法
	G0572	ステンレス鋼の硫酸・硫酸第二鉄腐食試験方法
	G0573	ステンレス鋼の65%硝酸腐食試験方法
	G0575	ステンレス鋼の硫酸・硫酸銅腐食試験方法
	G0580	ステンレス鋼の電気化学再活性化率の測定方法
	A262	Standard Practices for Detecting Susceptibility to Intergranular Attack in Austenitic Stainless Steels
応力腐食割れ	G0576	ステンレス鋼の応力腐食割れ試験方法
	G36	Standard Practice for Evaluating Stress-Corrosion-Cracking Resistance of Metals and Alloys in a Boiling Magnesium Chloride Solution

溶液温度を24時間ごとに上昇させて孔食発生臨界温度（Critical Pitting Temperature、CPT）を求める方法もあります。JIS G0592の腐食すきま再不動態化電位測定は、2002年に制定された比較的新しい試験です。すきま付き試験片の電位を上昇（貴方向に分極）してすきま腐食を発生させた後、ゆっくり電位を降下させ、すきま腐食が再不動態化（停止）して電流が流れなくなる電位を求める方法です。

JIS G0571からG0580までの粒界腐食試験は、ステンレス鋼の鋭敏化を検出する腐食試験です。まず、JIS G0571しゅう酸エッチング試験により簡易的に判定し、鋭敏化が疑われる場合には、JIS G0572からG0575の熱酸溶液中浸漬試験によって鋭敏化を評価するものです。JIS G0580の再活性化率測定では、試験片を硫酸酸性チオシアン酸カリウム水溶液中で往復分極して、往路電流と復路電流の比から鋭敏化の程度を評価します。

この再活性化率は、数 cm^2 程度の面積があれば測定可能なので、プラントなどで使用されているステンレス鋼から試験片を切り出さなくても、鋭敏化の程度を確認することもできます。

JIS G0576応力腐食割れ試験は、U曲げ試験片あるいは単軸引張試験片を、濃厚塩化物水溶液中に浸漬して、応力腐食割れによるき裂の発生を評価する方法です。塩化物の種類としては、広く42%塩化マグネシウム水溶液が規定されてきました。

ただ、この試験液では、①実環境で発生する孔食を起点とした応力腐食割れや鋭敏化材の粒界応力腐食割れを再現できない、②SUS304とSUS316の耐応力腐食割れ性の差を明確にできない、といった問題点が指摘されてきました。これらの問題点を解決するため、2001年の改正によって、塩酸酸性30%塩化カルシウム水溶液が追加されました。

◇ トピックスー水素脆性の評価試験

鋼材料が水素によって脆化する現象は、「遅れ割れ」や「置き割れ」などと呼ばれて、これまでも種々の産業分野で経験されてきました。特に近年、鋼の高強度化（ハイテン化）とクリーンエネルギーとしての水素ガスが注目され、高強度鋼の水素脆性の評価試験のニーズが高まっています。

水素脆性の評価試験としては、損傷形態が似て

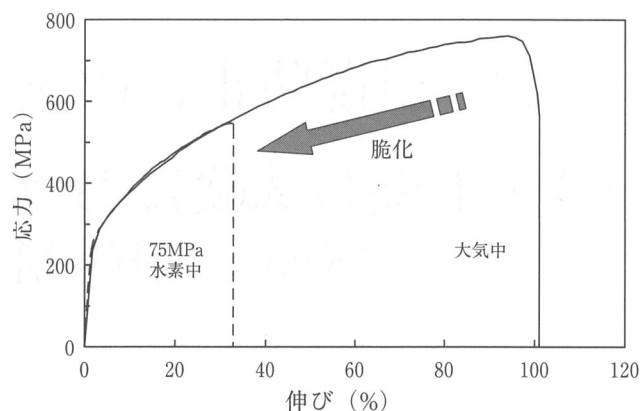


図 3 SUS304の高圧水素中SSRT試験結果
(引張速度 8.3×10^{-6} /S、室温)

いる応力腐食割れの試験を転用することができませんが、高圧水素ガス中での試験は従来の装置では困難でした。当社では、高圧水素ガス中における試験装置として、低ひずみ速度引張試験装置（SSRT）と曝露試験装置を導入してきました。このうち、SSRT試験装置は、高圧水素ガス中で試験片をゆっくり引張試験するものです。応力腐食割れと同様、水素脆性においても、ゆっくり引張ることによって、脆化の程度を評価することができます。

図3に示すように、SUS304のSSRT試験を75MPa水素中で実施すると、明らかに大気中よりも破断強度および破断伸びが低下しました。また、大気中の破面はディンプルを伴った延性破面でしたが、水素中では脆性破面が認められました。SUS304が75MPa高圧水素中では水素脆化感受性を有することが判明しました。当社では、さらに微量水素分析装置や高圧水素ガス中疲労試験装置も導入しており、水素利用分野での材料評価試験を総合的に実施できる体制にあります。

むすび

金属腐食の基本は、アノード反応とカソード反応で説明できる簡単な化学反応です。しかし、実際の腐食損傷には、多数の因子が複合し刻々と変化しながら作用しているので、原因解明と対策確立には、多くの技術分野の知識と様々な分析・試験手法が必要です。また、実務経験からでしか得られないような広い視野も重要です。

本稿が、腐食損傷対策を課題とされる方々にとって、少しでも参考になれば幸いに思います。

2. 損傷防止、改善に寄与する技術ソフト

(1) ESSO試験における動的き裂伝播停止特性(Kca)のFEM解析による評価

(株)コベルコ科研 エンジニアリングメカニクス事業部
CAE・実験解析技術部 構造・プロセス解析技術室

清水 洋志

まえがき

炭素鋼や低合金鋼などの鉄鋼材料の破壊形態は、低温になると延性から脆性に遷移する。脆性破壊に対する構造物の強度を評価する方法としては、一般的に構造物に作用している応力拡大係数K等の破壊力学パラメータを算出し、これを試験で得られる材料の破壊靱性値(き裂伝播に対する抵抗値)、例えば平面歪破壊靱性値 K_{Ic} と照査することにより行われる。

ESSO試験は、大型の破壊靱性試験のひとつで、脆性破壊のき裂伝播停止特性 K_{ca} を求めるものである。き裂伝播停止とは、対象としている部位にき裂が発生したとしても、最終破壊に至る前にき裂の伝播が止まることを指す。この特性は、大規模破壊を防止するためのフェイルセーフの性能として、船舶、パイプライン、低温タンク等に用いられる鉄鋼材料に求められている。

動的現象であるき裂の伝播過程を表すには、物体の慣性力を考慮した動的応力拡大係数を用いるのが適切だと考えられるが、高速で伝播するき裂先端の応力場を直接測定するのは困難であるため、ESSO試験においては、動的現象を静的状態(初期応力・停止き裂長さ)に置き換え、また、有限試験片寸法を無限板の一直線上の周期性き裂群に置き換えて、理論式(Tangent式)により応力拡大係数を算出している。ここでは、試験では求められないき裂の伝播過程の動的応力拡大係数の履歴を調べるため、汎用構造解析ソフト(ABAQUS)を用いて、き裂伝播を模擬した動的FEM解析を行った。

◇ ESSO試験

ESSO試験は、米国研究機関Esso Research and Engineering Co.に由来するためこのように呼ばれるが、現在国内においては日本溶接協会および日本海事協会にて規格化された試験方法を指す。

図1に示すように、試験片寸法は500(W)×500(L)×元厚(t) [mm]とし、引張方向中央に長さ29 [mm]のV型切欠きを設ける。試験の手順は、切欠き部側が低温となるように板幅方向に所定の温度勾配を付与し、所定の引張応力を負荷した状態で、V型切欠きに差し込んだ楔を打撃により打ち込んで脆性き裂を発生させる。き裂は試験片板幅を貫通する方向に伝播するが、与えた温度勾配により試験片の靱性はき裂が長くなるに従い上昇するので、き裂は貫通せずに停止する。

この停止点の動的応力拡大係数は、Tangent式を用いて初期応力 σ と停止き裂長さ a から算出さ

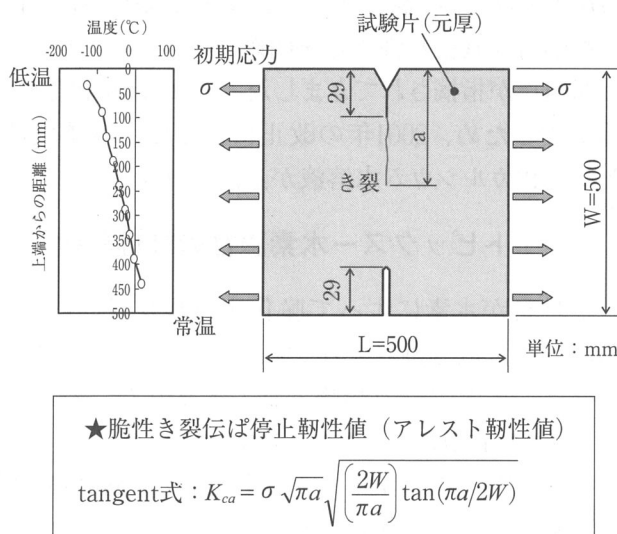


図 1 ESSO試験の模式図

れ、き裂停止温度における脆性き裂伝播停止靱性値 (K_{ca} 値) となる。しかしながら、ESSO試験では打撃による外力が作用するため、き裂伝播停止時における動的応力拡大係数は、打撃の影響を受けている可能性があり、FEM解析を用いた動的応力拡大係数の履歴の計算は重要である。

◇ FEM解析による動的応力拡大係数の履歴計算

汎用構造解析ソフト (ABAQUS) を用いて、試験でのき裂伝播を模擬した動的弾性応力解析を行った。解析モデルは2次元平面応力モデルとし、試験片に引張応力 (初期負荷応力) を付与した後、切欠きに挿入した楔に板幅方向に打撃負荷を与えた。打撃後のき裂の伝播は、進展部である試験片中央の対称面上の節点拘束を実測値から近似したき裂伝播速度に応じて順に外して行くことで模擬した。

図2に、試験片板厚: 14.3mm、打撃エネルギー: $E=490\text{J}$ (落錘質量: 100kg、落下高さ: $h=0.5\text{m}$) の試験条件において、引張応力を $\sigma=110\text{MPa}$ および 35MPa とした2種類の解析結果によって得られた、き裂伝播中の動的な応力拡大係数の時間履歴を示す (赤色と青色の実線)。動的な応力拡大係数は、き裂伝播過程の時々刻々のき裂先端における応力分布から応力外挿法により算出した。

解析で得られたESSO試験における応力拡大係数の履歴は、打撃後 ($500\mu\text{s}$ 以降) は楔による開

口効果により応力拡大係数は上昇するが、き裂の伝播開始 (約 $1,000\mu\text{s}$) と共に急激に低下し、その後はき裂の進展に従い緩やかに増加している。図中には、打撃のない状態でき裂が伝播する時の動的な応力拡大係数の時間履歴を合わせて示している (緑色の実線)。これらを比較すると、打撃のある場合では、打撃直後は打撃のない場合よりも高い値で推移していることから、打撃による外力の影響が見られる。

その後、初期負荷応力が大きい $\sigma=110\text{MPa}$ の条件では、動的応力拡大係数はき裂の伝播と共に打撃のない値に近づいており、脆性き裂伝播停止靱性値 (K_{ca} 値) である停止き裂長さにおいては打撃のない値に収束しており、打撃による外力の影響は見られない。また、ESSO試験で用いられるTangent式による応力拡大係数も図中 (黒色の実線) に示したが、解析を行った試験条件においては打撃のない動的な応力拡大係数の推移とよく一致しており、試験において妥当な値が評価できていたことが確認できる。

一方、初期負荷応力が低い $\sigma=35\text{MPa}$ の条件では、停止き裂長さにおいて打撃のない場合の動的応力拡大係数とTangent式は同等であるが、打撃のある場合の値とは停止き裂長さにおいても乖離が見られる。この試験条件の場合には、打撃エネルギー成分が過大であったために、Tangent式による K_{ca} 値が過小評価になっていることが確認できる。

以上の結果から、ESSO試験においてTangent式によって評価する場合には初期負荷応力に応じて適切な打撃エネルギーを設定する必要があると考えられる。

むすび

試験では求められないき裂伝播過程の動的応力拡大係数の履歴について、FEM解析を用いた検証を行った。その結果、試験条件によっては打撃の影響によりTangent式による K_{ca} 値は真の値と乖離する事がわかった。適切な試験条件および試験の妥当性を確認する手段としてFEM解析による検証が有効であると考えられる。

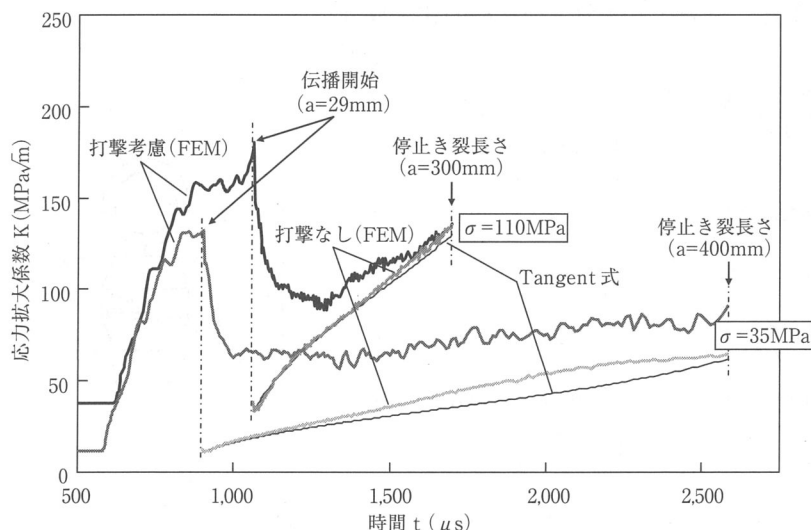


図 2 FEM解析による応力拡大係数の履歴

(2) 冷間鍛造時の自由表面割れ発生予測技術

(株)住友金属小倉 渡部 さとる
カスタマーサービス室

まえがき

条鋼圧延材は、通常圧延ままで最終製品にならず、二・三次加工工程を経て自動車用部品などの最終製品となるのが一般的である。二・三次加工工程の中の冷間鍛造は、三次元的な複雑形状であっても低コストで高精度な加工ができる反面、過酷な変形を与えるため、しばしば成形材の表面割れが問題となることがある¹⁾。

従来、冷間鍛造時の加工性を確保するため、割れ発生に及ぼす素材特性（ミクロ組織や機械的性質等）の影響について数多くの研究がなされている²⁾。しかし、素材特性による割れ発生条件を定量的に調査した研究は少ない³⁾。

また、従来の割れ発生の評価手法は、円柱試験片など定形の試験片を用いた冷間鍛造（圧縮）試験が用いられているが⁴⁾、これらの手法はある特定の変形状態、つまり同一のひずみ履歴においての評価であり、実部品のように複雑な変形経路を経る加工での割れを評価するには十分とは言えない。

さらに、実操業での割れ抑制を考えた場合、圧

延材を伸線して所定形状に調整した後、冷間鍛造にてボルトなどの部品に成形されるため、伸線工程における影響も考慮した上で鍛造工程での割れ発生条件を検討する必要がある。

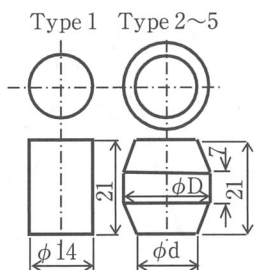
そこで当社では、ひずみ履歴を変化させた冷間圧縮試験を種々の素材組織条件にて実施することにより、割れ発生限界を決定する支配因子を特定するとともに、得られた知見に基づき割れ発生予測式を提案した。さらに冷間圧縮前の伸線工程における予ひずみが、その割れ発生予測式に与える影響を調査した。

◇ 割れ発生限界の支配因子の特定

1. 実験手法

供試材は、冷間鍛造用鋼として一般的に用いられるS45C、SCM435を用いた。所定の熱処理を施した後、素材の指標を決定するため、引張強さ、絞りおよびビッカース硬さの測定を行った。また、種々のひずみ履歴を経る試験片として円柱および樽型試験片を作製した。熱処理条件、試験片形状および今回用いた材料の化学成分を表1にまとめる。

表 1 熱処理条件、試験片形状および材料の化学成分

熱処理条件				試験片形状							
Case	材料	ヒートパターン(※)	ミクロ組織	Type	φD	φd	D/d				
Case 1	S45C	650℃×10.8ks→F.C.	フェライト/ パーライト	Type 1	14.0	14.0	1.0				
Case 2	S45C	710℃×18.0ks→S.C.	球状化組織	Type 2	16.8	14.0	1.2				
Case 3	S45C	750℃×18.0ks→S.C.	球状化組織	Type 3	19.6	14.0	1.4				
Case 4	SCM435	900℃×1.8ks →650℃×1.8ks→A.C.	フェライト/ パーライト	Type 4	22.4	14.0	1.6				
Case 5	SCM435	750℃×18.0ks→S.C.	球状化組織	Type 5	25.2	14.0	1.8				
(※) F.C.: 炉冷 S.C.: 徐冷 (10℃/hr) A.C.: 放冷		試験片の化学成分 (mass%)									
		材料	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
		S45C	0.45	0.19	0.70	0.022	0.020	0.01	0.03	0.12	0.01
		SCM435	0.34	0.22	0.73	0.024	0.011	0.21	0.21	1.00	0.15

この試験片を用いて冷間圧縮試験を行い、各条件での限界圧縮率を測定した。限界圧縮率は、各圧縮率で試験片10個を冷間圧縮し、割れ発生有無を目視判定して割れ発生率が総試験数の50%を超えた時点での圧縮率と定義し、これを冷間鍛造性の指標とした。また割れ発生部位の軸方向、周方向ひずみを、有限要素法シミュレーションソフトを用いて算出した。

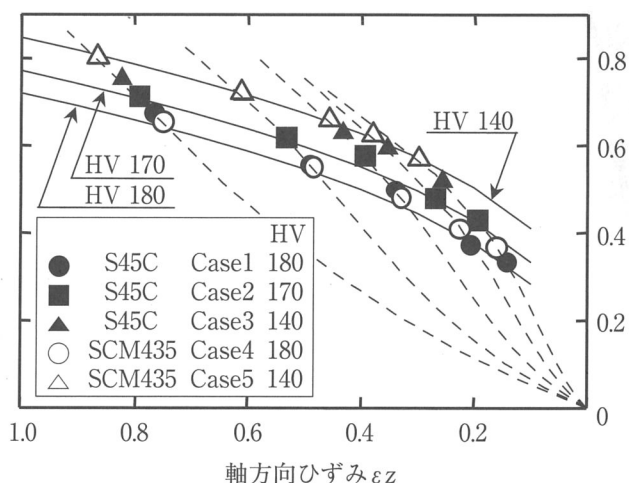
2. 割れ発生限界予測式

各条件に対して、割れが発生した部位での軸方向ひずみ、周方向ひずみの値をプロットした結果を図1(a)に示す。割れ発生が、軸方向、周方向ひずみにより決定される曲線で表されており、ここでは図示しないが、その曲線は測定した機械特性の中で、硬さと強い相関があることが判明した。

この割れ曲線は、鋼種によらず同一硬さであれば一致することを他鋼種でも確認している。したがって、割れ発生限界曲線は軸方向、周方向ひずみおよび硬さの関数として表されるといえる。

図1(a)でのS45CとSCM435の割れ発生曲線を基に軸方向ひずみ ε_z 、周方向ひずみ ε_θ および素材硬さHVを変数として数式化を試みた結果、下記の式(1)を得た。

$$\varepsilon_\theta = -0.00426 \times HV + 0.694 + 0.755 \times (-\varepsilon_z)^{0.345} \quad \dots (1)$$



(a) 圧縮のみ

◇ 割れ発生限界に与える予ひずみの影響

実際に条鋼製品を製造する際には、素材寸法精度の確保、表面疵低減の観点から、冷間鍛造前に伸線加工を施すことが一般的である。そこで本章では、冷間鍛造前の予ひずみが、前章で得られた式(1)に与える影響を調査する。

1. 実験手法

供試材は、表1のCase1の条件で熱処理を施した直径20mmの材料(熱処理後硬さHV168)に、

No.1: 直径20.0mm→ダイス径19.0mm(減面率9.8%)、

No.2: 直径20.0mm→ダイス径18.5mm(減面率14.4%)

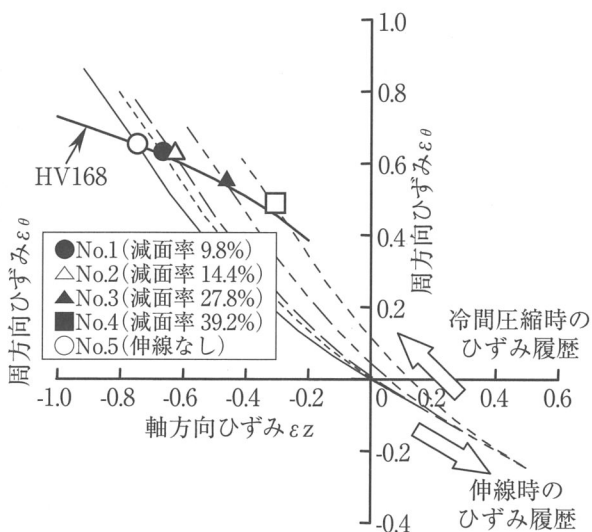
No.3: 直径20.0mm→ダイス径17.0mm(減面率27.8%)

No.4: 直径20.0mm→ダイス径18.0mm→ダイス径15.59mm(減面率1パス目19.0%、2パス目25.0%)

No.5: 伸線なし

の条件で孔ダイスにより伸線し、冷間圧縮試験前に予ひずみを付与した。伸線加工後、機械加工にて直径14mm、高さ21mmの円柱試験片を作製した。

この試験片を用いて冷間圧縮試験を行い、各条件での割れ発生限界を評価した。また、伸線加工および冷間圧縮試験での軸方向ひずみ、周方向ひ



(b) 伸線+圧縮

図 1 割れ発生部位での軸方向、周方向ひずみ値

ずみは、前章と同様に有限要素法シミュレーションソフトを用いて算出した。

2. 結果

No.1～5の各試験片に対して、伸線および冷間圧縮試験における割れ発生限界を軸方向、周方向ひずみの総和で整理した結果を図1(b)に示す。ひずみの総和とは、割れ発生部位の材料が受けるひずみ（伸線時は軸方向－引張、周方向－圧縮、圧縮時は軸方向－圧縮、周方向－引張）をそれぞれ軸方向および周方向毎に足し合わせたものである。

これより、各試験片は予ひずみの有無、大小によらず、同一の割れ発生限界曲線上で割れ発生していることがわかる。つまり、伸線、冷間圧縮と複数の冷間加工を経る場合においても、割れ発生限界は、熱処理後の材料硬さと冷間加工時に付与される軸方向、周方向ひずみの総和により決定されるといえる。

むすび

(1) 割れ発生限界曲線は軸方向、周方向ひずみおよび材料硬さの関数として表されることを見出した。

(2) 伸線、冷間圧縮と複数の冷間加工を経る場合においても、割れ発生限界曲線は、(熱処理後の)材料硬さと冷間加工時に付与される軸方向、周方向ひずみの総和により決定されることを見出した。

参考文献

- 1) 工藤英明：塑性と加工 11-108 (1970)、3-10
- 2) 井上 毅・落田義隆・木下修司：鉄と鋼、61-6 (1975)、808-816
- 3) 鹿磯正人・金築 裕・勝亦正昭：鉄と鋼、84-10 (1998)、721-726
- 4) 冷間鍛造分科会材料研究班：塑性と加工、22-241 (1981)、139-144



IV. 会員メーカーの損傷対策品、製法の紹介

大同特殊鋼(株)

高硬度・高耐食・高窒素 ステンレス鋼：HNS-M

まえがき

軸受用途等において高硬度かつ耐食性が要求される材料にはSUS440C等の高炭素系マルテンサイト系ステンレス鋼が使用されています。しかしながら、SUS440Cは凝固時に生成する共晶炭化物の影響で熱処理後においても粗大な炭化物が残存することから、切削加工性、冷間加工性や耐食性等が不十分であることが少なくありません。最近では材料に要求される加工性・転動疲労寿命・耐食性のレベルは厳しくなっており、それに対応する材料が求められています。

当社では焼入れ・焼戻し硬さがSUS440Cと同等で、共晶炭化物が少なく冷間加工性・転動疲労寿命・耐食性が良好な高窒素ステンレス鋼HNS-M (0.3C-16Cr-1Mo-0.4N-0.2V; mass %) を開発しました。HNS-Mは硬度、耐食性の向上に大きく寄与する窒素を有効活用すべく、高圧の窒素雰囲気下で溶解・鋳造を行い炭素の代わりに窒素を多量に添加することで粗大炭化物の生成を抑制し、高硬度かつ耐食性を向上させました。

◇ 特長

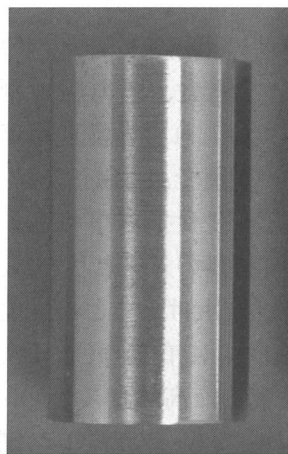
1. 冷間加工性

HNS-Mは粗大な炭化物が少ないため、SUS440Cに比べて球状化焼鈍状態の冷間加工性、切削加工性が良好です。冷間鍛造における変形抵抗はSUS440Cより低く、かつ高い変形能(限界加工率)を示します。また、切削加工性についても工具摩耗量はSUS440Cより少なく良好です。

2. 耐食性

HNS-Mは粗大炭化物の低減に加え窒素の添加効果により、良好な耐食性を示します。写真1に

HNS-M
(60HRC)



SUS440C
(60HRC)



写真 1 塩水噴霧試験後の試験片外観写真 (35℃、5 % NaCl、96h)

示しますが、例えば塩水噴霧試験 (JIS Z2371) においてSUS440Cは1時間程度で発錆するのに対し、HNS-Mは96時間噴霧後においても発錆は認められません。また、本材料は孔食電位測定 (JIS G 0577) においても高い耐食性を示し、耐食性に優れるオーステナイト系ステンレス鋼SUS304同等以上の孔食電位を示しています。このようなことから腐食損傷に対しても強いことが期待されます。

3. 転動疲労寿命

HNS-MはSUS440Cよりも良好な転動疲労寿命を有します。

◇ 用途例

- ・耐食用軸受
- ・直線軸受
- ・マイクロシャフト
- ・刃物など

むすび

産業の高度化に伴い、材料の加工性・耐食性に対する要求はますます高まりつつあります。高性能化や製造能率向上が進む機械部品の最適材料の一つとして用途展開が進むものと期待します。

〔大同特殊鋼(株) 研究開発本部 いしかわ こういち〕
耐食・耐熱材料研究室 石川 浩一〕

スーパーステンレス鋼

まえがき

ステンレス鋼、及び耐熱鋼の損傷メカニズムの紹介の中で、孔食及びすきま腐食、応力腐食割れ、微生物腐食を取り上げた。これらの腐食損傷に対して、一般的なステンレス鋼であるSUS304やSUS316などは感受性が高く、腐食損傷事例も多い。これらの腐食に対する材料側の対策としては、感受性を下げるために耐食性を上げることが必要となるが、従来から耐食性向上に有効なCr、Ni、Mo、Cu、Nなどの含有量を高めた高耐食ステンレス鋼が開発されてきた。その中でも、ステンレス鋼の範疇では最高の耐食性を有する「スーパーステンレス鋼」が開発・製造されており、腐食損傷を回避するために様々な分野で使用されている。ここでは、当社が製造・販売するオーステナイト系及び二相系スーパーステンレス鋼について紹介する。

◇ スーパーステンレス鋼の定義と種類

スーパーステンレス鋼は、元々耐海水性ステンレス鋼として開発された。通常、耐食性に有効なCr、Mo、Nの含有量から算出される孔食指数PRE(=%Cr+3.3×%Mo+16×%N)が40を超えるステンレス鋼をスーパーステンレス鋼と呼び、オーステナイト系、二相系、フェライト系に分類される。JIS規格で規定されているスーパーステンレス鋼は、SUS312L(当社鋼種名NAS185N)と

SUS836L(NAS254N)の2鋼種のみであるが、当社では独自に開発したものも含め、7種類のオーステナイト系と2種類の二相系スーパーステンレス鋼の板及び帯を製造している。表1に当社のスーパーステンレス鋼の種類と成分系を示すが、いずれもPREが40を超えており、最も耐食性に優れるのは7.5%のMoを含有しPREが51のNAS354N、及びPREが52のNAS325Nである。

◇ スーパーステンレス鋼の耐食性と適用例

耐孔食性を評価する「ASTM G48 Method C孔食試験」と、耐応力腐食割れ性を評価する「沸騰MgCl₂溶液中での応力腐食割れ試験」の結果を表1に示す。スーパーステンレス鋼の臨界孔食発生温度や応力腐食割れが発生する限界MgCl₂濃度及び温度は、SUS304やSUS316Lに比べ極めて高いことがわかる。これは耐孔食性に有効なCr、Mo、Nの含有量、また耐応力腐食割れに有効なNi含有量がSUS304やSUS316Lに比べ高いためであり、その結果、孔食やすきま腐食、あるいは応力腐食割れによる損傷可能性を低減できる。なお微生物腐食については、その損傷形態は孔食が主であるので、スーパーステンレス鋼であれば微生物腐食の可能性も低減可能である。

このようなスーパーステンレス鋼の高耐食性を活かし、海洋環境、高濃度塩分含有食品プラント、環境関連機器等に使用されている。直近では、海上に新設された東京国際空港(羽田)第4滑走路及び連絡橋の鋼管杭ライニング材としてNAS185N及びNAS354Nが採用された。

〔日本冶金工業(株) 小ばやし 小林 裕〕
ソリューション営業部

表 1 日本冶金工業のスーパーステンレス鋼

分類	当社名	JIS	ASTM UNS No.	化学成分 (%)	PRE	ASTM G48 Method C 孔食試験 ¹⁾ 臨界孔食発生温度	沸騰MgCl ₂ 水溶液中 応力腐食割れ試験 ²⁾ 発生限界濃度(温度)
オーステナイト系	NAS185N	SUS312L	S31254	20Cr-18Ni-6Mo-0.8Cu-0.2N	43	70℃	38% (134℃)
	NAS254N	SUS836L	S32053	23Cr-25Ni-5.5Mo-0.2N	44	80℃	40% (138℃)
	NAS254NM	—	N08367	21Cr-24Ni-6Mo-0.2N	44	70℃	40% (138℃)
	NAS255NM	—	N08926	20Cr-24Ni-6Mo-1Cu-0.2N	43	75℃	40% (138℃)
	NAS224N	—	S32050	23Cr-22Ni-6Mo-0.25N	47	95℃	38% (134℃)
	NAS325N	—	N08031	27Cr-31Ni-6.5Mo-1.2Cu-0.2N	52	100℃	—
	NAS354N	—	N08354	23Cr-35Ni-7.5Mo-0.2N	51	103℃	45% (155℃)
二相系	NAS74N	—	S32750	25Cr-7Ni-3.8Mo-0.27N	42	70℃	30% (115℃)
	NAS75N	—	S32760	25Cr-6.5Ni-3.6Mo-0.6Cu-0.6W-0.27N	41	70℃	30% (115℃)
一般	NAS304	SUS304	S30400	18Cr-8Ni	18	10℃	20% (108℃)
	NAS316L	SUS316L	S31603	17Cr-12Ni-2Mo	24	15℃	25% (110℃)

1) 6% FeCl₃ + 1% HCl水溶液、72時間試験

2) MgCl₂濃度20～45%、300時間試験U曲げ試験片使用

耐ヒートクラック性、
耐腐食疲労割れ特性等を
改善したダイカスト金型用鋼
DAC-MAGIC®

まえがき

ダイカスト金型にはアルミ合金などの溶湯を金型成形面内側の空間（以下キャビティ）に射出・封入する機能、これらを金型で冷却して凝固させる機能及び成形品を取り出す機能が必要である。これらの機能を持たせる為に、ダイカスト金型は入子、おも型、ダイベース及びその他の部品から構成される。その中でもキャビティを形成し溶湯と直接接触する入子は、熱的に最も過酷な条件にさらされることになり、耐ヒートクラック性、耐大割れ性に対して必要な特性である高温強度と靱性が求められる。一般には、この特性を有した熱間加工用工具鋼SKD61が用いられているが、ダイカストのハイサイクル化、製品の大型化、型製作リードタイム短縮などの要求も高まっており、更なる耐ヒートクラック性、内冷孔からの腐食疲労割れ特性、被削性についても重要な特性となって来ている。そこでこれらの特性を高い次元で兼備した高性能ダイカスト金型用鋼DAC-MAGICを開発した。

◇ DAC-MAGICの位置づけ

従来、汎用SKD61（弊社鋼種名：DAC）より高性能な鋼種としては、高温強度の高いDAC10と靱性が高いDAC55が使用されてきた。これに対して今回開発したDAC-MAGICは、高温強度がDAC10と同等で靱性はDAC55と同等と、従来の高性能材の優れた性能を兼備した材料である。

◇ 特性

高い高温強度と靱性は耐ヒートクラック性を向上させ、また靱性については内冷孔からの割れ特性にも寄与するが、更により実型の環境に近い評価方法でDAC-MAGICの特性を評価した。



図 1 内冷孔からの腐食疲労割れ試験結果

1. 耐ヒートクラック性

高周波コイルにより試験片端面を誘導加熱し、その後噴霧水冷却を行い、これらを繰り返すことで金型表面が加熱、冷却される工程をシミュレートしたヒートクラック試験を実施した。この試験で、DAC-MAGICのヒートクラック発生サイクル数は、SKD61対比で約2倍であり、DAC55対比でも約1.5倍になっている。

2. 内冷孔からの腐食疲労割れ特性

内冷孔からの腐食疲労割れ特性については、試験片の内冷孔を模擬した孔に水を入れた状態で、繰り返し負荷をかける弊社独自の試験方法で評価した。その結果、図1に示す様にDAC-MAGICの亀裂発生サイクル数は、SKD61対比で約1.7倍、DAC55対比で約1.4倍（いずれも応力800MPa時）と内冷孔からの腐食疲労割れ特性が優れていることが確認された。

むすび

DAC-MAGICは耐ヒートクラック性、内冷孔からの腐食疲労割れ特性に優れ、ダイカスト金型として必要とされる特性を高い次元で満足した材料であり、実際に複数のユーザー評価においても良好な結果が得られている。また、被削性についても従来の高性能材であるDAC55より良好であることを種々のテストで確認しており、今後、更に多くのユーザーに活用いただきたい。

〔日立金属(株) 特殊鋼カンパニー技術部 高田 修二〕

“特集”編集後記

今月号は、2000年1月号以来11年ぶりに「損傷」を取り上げました。専門用語がたくさん出てくるのでとっつきづらく感じられる方も多いかもしれないと思いますが、いかがだったでしょうか？ 今回、小委員長を担当した私も、金属系の学科に所属していたにも関わらず、学生時代は一生懸命社会勉強にいそしんでおりましたので、この分野の用語の理解は、はなはだあやしいものがあります。

まず、テーマの「損傷」についてですが、「破壊ではダメなのか？」「破壊と損傷のほうが良いのではないのか？」と思い、急ぎ、身近な資料とインターネットで調べた結果、以下のような記載があったので、参考にして下さい。

「損傷」を、その「メカニズム（機構、発生原因）」別に大きく分類すると

- ・「疲労」 （繰り返しの荷重（ばね等）により、その材料が耐えられる以下の荷重で「破壊」すること）
- ・「クリープ」 （常温では、変形・「破壊」の発生しない荷重でも、一定の温度以上で連続してその荷重をかけていたら、時間と共に変形が進行し、「破壊」すること）

・「腐食」 （最も典型的な例が、“錆”です）

・「磨耗」 （これは読んで字の如し）

等に区分されます。「疲労」、「クリープ」のように鋼材が完全にこわれる「破壊」に至るものと「腐食」、「磨耗」のように、通常は表面の不具合ですむものをひっくるめて「損傷」で表現できるということが解りました。（今月号では、「破壊」、「腐食」、「磨耗」とも取り上げられています。）

次に「破壊」の分類についてですが、その発生原因別で、上記の述べた「疲労破壊」、「クリープ破壊」の他に、水素起因の「遅れ破壊」などがあり、発生形態別に「延性破壊」（素材の延びを伴った破壊（焼けたもちを引っ張ってちぎるイメージ））、「脆性破壊」（ほとんど伸びずに瞬時に破壊（固焼きせんべいを空手チョップで割るイメージ））、「座屈」（薄肉で高さがある構造物が、限度を超えた圧縮荷重を受けたときに、大きく変形する現象（貯水タンクの大きなへこみなど））などがあります。

下手な説明で余計に混乱をまねいたなら申し訳ありません。詳しくは本文を読んでください。

最後に、お忙しい中、本特集にご寄稿いただいた皆様方に厚くお礼申し上げます。

三菱製鋼(株) 技術管理部 おかもと 裕

業界のうごき

浅井産業、加工品販売を強化 インドネシアなど海外展開も

浅井産業は、国内外で鉄鋼・アルミ鍛造品などの加工品や新素材・機能材料の販売を強化する。12年3月期は鋼材部門で需要変化の先取り、ユーザー製品販売による互惠関係の強化や、関西以西のビジネス再構築を図る。非鉄金属部門はアルミ冷間鍛造品を中心に高付加価値商品を拡販する。

高機能部門では射出成形機用シリンドラーの新合金の商品化や特殊金型材料の拡販を図る。5月にインドネシア駐在員事務所を開設しており、鋼材2次加工など付加価値ビジネスの現地展開を検討していく。

主力の特殊鋼・非鉄金属販売を強化するための中期的課題として、鍛造など部品加工メーカーと資本提携して、素材も部品も扱う川下展開のビジネスモデルを目指す。

鋼材、鋳物やアルミから炭素繊維製品への需要転換など、小量品種のニッチ分野における新素材の商機もとらえる。
(6月24日、鉄鋼新聞)

井上特殊鋼、新規開拓 3年連続300件超へ

井上特殊鋼は、2009年～10年の2年連続で年間300件超の新規顧客開拓を達成した。本年度も営業マンの顧客接点を10%上げることで、1人当たりの生産性を向上するとともに、3年連続で新規顧客開拓数300件超を目指す。

リーマンショック後、主要ターゲットの金属製品業界の数量が減少する一方で、それ以外の業界での需要獲得を推進。国内15カ所の営業拠点で約170人の営業担当者が、顧客の仕入れ先や加工方法などの情報をお互いに共有化し、活用できる商品検索システムを武器に新規開拓に注

力しており、09年は327件、10年は344件の新規の顧客開拓を実現。11年も300件超の新規顧客開拓を見込んでいる。震災の影響で、需要動向は読み難いが、顧客側にとって価値ある商品を提供することで、さらなる需要獲得につなげるとしている。

(5月17日、産業新聞)

UEX、伊勢原にフライス盤導入 高付加価値化を推進

UEXは、ステンレス厚板販売の高付加価値化を進めるため、伊勢原スチールサービスセンターにフライス盤を3台導入し、機械加工に進出した。帯鋸盤も増設して切断～6面加工の一貫対応力を強化しており、6月からフライス加工品の販売を開始した。

10年度スタートの中期計画で、「逆風に強い企業体質作り」を進め、営業面の重点課題では国内直需販売の拡大、高付加価値化の推進、海外事業の強化に取り組んでおり、今回の投資もこの一環。

中計の進捗状況では、10年度は「需要環境に支えられた面もある」が、直需向けステンレス売上高が前期比15%増、グループの加工品売上高が同15%増、海外子会社売上高が同3倍に拡大した。

東日本大震災ではグループ会社の大崎製作所を中心に1,580万円の物的被害があった一方、緊急的な復旧・復興関連の受注がすでに約2億円あった。
(6月10日、鉄鋼新聞)

芝本産業が全株取得 丸棒販売の鈴義商会

芝本産業は、静岡県東部で鉄筋丸棒の在庫販売を手掛ける鈴義商会(資本金・1千万円、沼津市)の全発行株式を5月31日付けで取得し、100%子会社化した。静岡地区での営業基盤を強化したい芝本産業と、

後継者難で事業継承に課題を抱えていた鈴義商会との意向が合致した。

鈴義商会の社名は変わらず従業員も引き継ぐが、社長は6月1日付で芝本産業の島信隆取締役鉄鋼営業副本部長が兼務で常勤し、塚田信厚常務鉄鋼営業本部長が非常勤取締役に就く。一方、鈴義商会の鈴木邦治社長は特別顧問となり、鈴木孝治専務は退任する。

同社は、全国に営業拠点を有し、建築・土木関連で実績がある。これまでも静岡地区で鉄筋丸棒を主体に販売してきたが、鈴義商会を傘下としたのを機に、今後はメーカー対策も含めて地場密着型のきめ細かい販売を展開し、拡販に力を入れて行く考え。
(6月1日、鉄鋼新聞)

大同マテックス、増収増益めざす 粗利率20%の堅持図る

大同マテックスは、12年3月期単独決算で売上高48億6千万円、経常利益2億7千万円、純利益1億5,600万円への増収増益を目指す。

工具鋼内需は08年上期の8割レベルにとどまる見込みだが、ユーザーニーズに密着した付加価値販売に注力して、粗利益率(売上高総利益率)20%の堅持を図る。設備投資では6月に大阪支店の帯鋸盤を1台更新するのをはじめ、総額5千万円を投じて複数支店で帯鋸盤を更新する計画だ。

前々期末に東京支店・相模営業所の機械加工部門を廃止して、相模地区では三五金属との連携を強化する体制に移行したほか、10年8月には名古屋支店の立体自動倉庫と切断機を廃却して、新たに他支店から切断機の一部を集約するなど、効率化策を実施。合理化策の一方で、積極的な提案営業と加工品の拡販を図り、粗利益率で20.8%を確保した。

(6月1日、鉄鋼新聞)

千曲鋼材、茨城に溶断加工集約 浦安工場跡地は倉庫新設

千曲鋼材は、浦安工場で行っていた特殊鋼鋼板の溶断加工を茨城事業所（茨城県常陸大宮市）に集約し、本社をJR新浦安駅前に移転する。東日本大震災で甚大な被害を受けた浦安工場は解体し、跡地に倉庫を新設する。浦安第1・第2・第3倉庫は継続しており、現在の浦安の在庫能力は被災前と変わらない。

新倉庫の完成後の在庫能力は大幅に拡充し、物流拠点としての機能は一段と高まる。

新倉庫は11年度の完成を目指す。同社の浦安倉庫・工場は全て隣接しており、総敷地面積は約6,600m²。新倉庫の完成後は営業倉庫に預けてある在庫も集約する。一連の施策で顧客の利便性をさらに高める。

本社事務所は将来の耐震対策も考慮して移転し、7月11日から業務を開始する。専有部分は約330m²で現事務所の延べ床面積と同等だが、1フロア化など利便性は高まる。

（6月20日）

ハヤカワカンパニー、 精密鑄造子会社が新工場

ハヤカワカンパニーが昨年買収した精密鑄造品メーカー・東京ロストワックス工業（本社・新潟県長岡市）は、受注増などに対応するため、本社工場敷地内に第2工場の建設工事を進めてきたが、このほど完成した。これにより、新規需要の開拓やニーズ対応力の強化を図っていく。

同社は、特殊鋼鋼材の加工販売に加えて部品部門、金属ゲルマニウムを主とするレアメタルなどを扱う。このうち部品部門では精密鍛造、金属プレス、ダイカスト製品などを扱うが、全体の3分の1が精密鑄造品。医療機器、環境エネルギーや防

衛産業の各分野で精密鑄造品の拡大を図るため、昨年7月に東京ロストワックス工業を買収し完全子会社とした。

ハヤカワカンパニーのグループ会社となってからは、航空機関連やガスタービン関連で受注が拡大し、既存顧客のニーズ拡大による新規需要も増加している。（6月27日、鉄鋼新聞）

日立金属アドメット、 高機能材需要を開拓

日立金属アドメットは、将来の成長分野における高機能材料の新規需要開拓に注力している。燃料電池、二次電池、LED（発光ダイオード）等をターゲットにした高機能材や応用製品で需要家の開発競争に参画し、新たな成長事業の獲得を目指す。

同社は、日立金属グループと密接に連携しながら、高機能材料に金型・プレス・めっき・コーティングなど各種加工を組み合わせたコーディネート機能を磨いて、最先端の製品開発への参画を図っている。実績を上げ始めている燃料電池に加えて、10年度は二次電池、LED、放熱基板材で社長直轄の3プロジェクトを推進し、11年度は自動車を中心とするパワーエレクトロニクス関係のプロジェクトチームも立ち上げた。

最先端の開発に参画するには材料だけでなく部材のコーディネート力が不可欠で、全社で情報を共有し、人材育成を進めながら営業力を高める。

（6月9日、鉄鋼新聞）

日立金属工具鋼、 加工体制強化、納期短縮に注力

日立金属工具鋼は、加工体制のスピードアップや高品質・高性能品の販売強化に注力して、12年3月期で売上高約320億円、税引前利益10億円強への増収増益を目指す。

日立金属の海外戦略との関連では、

海外拠点に派遣するグローバル人材の育成を図るとともに、アジアの日立金属関連会社に対する小ロット品供給を同社が担う体制に移行する。

同社が小ロット受注を取りまとめて日立金属に発注することで、安来工場の小ロット生産の負担を減らし、アジア市場全体で在庫最適化を図る。

各部門の重点施策では、鋼材販売は4物流センターで高速切断機への更新を進めて納期対応をさらに早め、販売店との連携もより緊密化する。熱処理は老朽更新で品質対応力を高める。プレート加工は関連会社のHCPP（日立カスタムプレートプロダクト）が物流センターと連動して手掛けている。（6月2日、鉄鋼新聞）

愛知、第3ブルームCC竣工 知多、粗鋼月産12万トン体制に

愛知製鋼は、設備更新の目玉投資として知多工場で建設を進める新ブルーム連続鑄造機（第3ブルームCC）が8日竣工し、現地で竣工式を行った。これにより粗鋼能力は20%アップし、知多工場の粗鋼生産・月間12万トン体制が確立する。

同設備は、既存設備が30年を経過し老朽化が進んだことや、特殊鋼棒鋼を中心とする品質の向上と安定化を図るために09年夏に着工。

仕様は、大断面（370ミリ×480ミリ）の湾曲型で3ストランド。タンディッシュ大型化と溶鋼加熱装置により清浄度が向上するほか、電磁攪拌とダイナミック制御軽圧化による偏析改善、表面キズ改善、省エネルギーなどが特徴。一定速鑄造による品質が安定する。

今後は圧延、精整、加工、熱処理などの下工程で設備投資を実施し、生産性の向上、歩留まりロス的大幅な改善などを目指す。

（6月9日、鉄鋼新聞）

業界のうごき

JFES、系列電炉4社を統合 来年4月鉄筋棒事業再構築

JFEスチールは、JFE条鋼、ダイワスチール、など子会社の電炉メーカー4社を来年4月1日に統合すると発表した。統合会社は、粗鋼生産規模が年間約270万トン（10年実績）となり、電炉メカでは今年度280万トンの販売を目指す東京製鉄に次いで2位、国内では6位に浮上する。4社はいずれも建設関連需要の減退などで厳しい経営環境に置かれている。

東日本大震災で被害を受け、現在操業停止中の東北スチールも統合対象とし、今後、生産設備の復旧を行わないことを決めた。同社の10年度の粗鋼生産は26万3千トン。設備復旧を断念したことでJFEグループ電炉の設備能力が約1割削減される格好。

統合するのは、JFE条鋼など3社のほか豊平製鋼。統合形態は今後検討する。統合会社は北海道から岡山県まで6カ所の製造拠点を構える有力電炉となる。（6月1日、鉄鋼新聞）

高周波、新冷間工具鋼を発売 被削性さらに改善

日本高周波鋼業は、新冷間工具鋼「KD11MAX」を開発し、今月から販売を開始すると発表した。ヒット商品である「KD11S」の耐摩耗性を引き継ぎながら、KD11Sの特徴である被削性をさらに改善し、熱処理変寸を最小化しており、金型の製造期間の短縮やコストダウンを可能にする。耐摩耗性・靱性・疲労特性のバランスの良い鋼種で、金型の耐久性も向上でき、冷間プレス、ロール、工業用刃物など幅広い用途にも適する。

国内では11年内をめどにKD11Sから全面的に切り替える予定で、12年度の売上高は8億円を見込む。

KD11Sは冷間ダイス鋼の代表鋼種で耐摩耗性にすぐれるSKD11を

ベースにした独自鋼種で、すぐれた被削性などが評価され、同社のヒット商品の一つになっている。国内だけでなくグローバルな販売展開も進める。（6月17日、鉄鋼新聞）

日本金属、極薄珪素鋼の能力増強 3倍、年2000トン体制に

日本金属は太陽光発電などクリーンエネルギー市場の急成長に対応して極薄珪素鋼帯の生産能力を増強すると発表した。板橋工場に焼鈍・コーティングラインを導入、今年10月から稼働開始する予定で、極薄珪素鋼帯の生産能力は3倍の年間2千トン体制に増強される。

0.1ミリ以下の極薄珪素鋼帯は、同社の得意商品の一つだが①太陽光発電などクリーンエネルギー市場の急成長、②産業機械、医療機器、情報機器に使用される電磁製品の小型化・省エネルギー化ニーズの高まりなどにより欧米向け輸出を中心に受注が増大、このままでは生産能力が足りなくなる事態が予想されている。

極薄珪素鋼帯の生産・販売は子会社の日金電磁工業（埼玉県川口市）が当たっている。

敷地が手狭で設備拡張の余地がない。このため日本金属板橋工場に、焼鈍・コーティングラインを導入、能力増強を図ることにした。

（6月23日、鉄鋼新聞）

冶金、連鑄を改造 高機能材の表面肌改善

日本冶金工業は、川崎製造所の連続鑄造設備の改造で高機能材（高合金）のスラブ表面肌を改善し、歩留まりを向上することにより、レアメタル使用量を削減する。現在は高機能材の連鑄工程で微細な表面疵が生じるため、スラブグラインダーをかけている。凝固にかかわる部位を改造し、SUS304並の表面肌を改善するこ

とで、スラブ研削量を削減する。

経済産業省の「レアアース等利用産業等設備導入事業」補助金を活用し、製鋼ダスト、廃酸スラッジなど副生物からレアメタルを回収する還元炉の回収率を高めるため、処理プロセスの一部改造も行う。

新中期経営計画において、汎用ステンレスと同じプロセス、同じ負荷で高機能材を製造する取組みを進めている。製鋼、熱延、冷延、熱処理など全行程で操業技術改善や設備改造を実施し、QCD（品質、コスト、納期）競争力をさらに高めていく。

（6月17日、鉄鋼新聞）

三菱製鋼、中国に建機用ばね工場 自動車用は能力倍增

三菱製鋼は中国の自動車用巻きばね工場（浙江省寧波保稅区）の隣接地に建設機械用太巻きばね工場を新設する。

同社は中国における日系自動車メーカーの生産拡大に対応して、全額出資の自動車用巻きばねメーカー「寧波菱鋼彈簧」（資本金・2,420万米ドル）を設立、08年1月から本格生産を開始した。

リーマンショックの影響による一時的な生産減を除けば、ほぼ一貫してフル生産が続いているため、能力増強計画に着手している。現在は1ラインで月産25万本体制だが、今年8月までに、もう1ライン増設して月産50万本体制にする計画だ。

同社は、巻きばねについては日本・北米・中国の3極体制で世界需要を補足していく戦略だが、北米拠点で構造改革計画を仕上げる一方、中国拠点では一段と拡充強化を進めることになる。（6月7日、鉄鋼新聞）

おことわり：この欄の記事は、最近月における業界のおよその動向を読者に知らせる目的をもって、本誌編集部において鉄鋼新聞ほか主な業界紙の記事を抜粋して収録したものです。

特殊鋼統計資料

特殊鋼熱間圧延鋼材の鋼種別生産の推移

鋼 種 別

(単位：t)

年 月	工具鋼	構 造 用 鋼			特 殊 用 途 鋼							計	合 計
		機械構造用炭素鋼	構 造 用 合金鋼	計	ばね鋼	軸受鋼	ス テ ン ス 鋼	快 削 鋼	高 抗 張 力 鋼	そ の 他			
'09 暦 年	118,838	2,843,319	2,361,756	5,205,075	290,195	546,103	2,346,002	526,073	3,630,014	607,092	7,945,479	13,269,392	
'10 暦 年	264,305	4,709,973	3,765,411	8,475,384	433,942	990,566	3,084,123	808,875	5,613,907	833,938	11,765,351	20,505,040	
'09 年 度	153,577	3,505,715	2,746,229	6,251,944	356,793	687,413	2,717,181	654,708	4,225,196	678,039	9,319,330	15,724,851	
'10 年 度	268,456	4,792,776	3,921,740	8,714,516	433,798	1,036,426	3,112,544	805,346	5,697,842	866,488	11,952,444	20,935,416	
'10. 4- 6月	66,271	1,151,520	903,451	2,054,971	104,548	245,163	802,303	200,723	1,413,920	206,918	2,973,575	5,094,817	
7- 9月	65,643	1,227,553	987,845	2,215,398	111,499	245,252	764,195	194,503	1,399,428	215,750	2,930,627	5,211,668	
10-12月	73,306	1,226,066	1,022,408	2,248,474	112,048	272,596	774,723	208,641	1,472,455	213,762	3,054,225	5,376,005	
'11. 1- 3月	63,236	1,187,637	1,008,036	2,195,673	105,703	273,415	771,323	201,479	1,412,039	230,058	2,994,017	5,252,926	
'10年 3月	20,259	398,551	304,254	702,805	36,195	83,009	270,087	72,350	504,652	72,937	1,039,230	1,762,294	
4月	21,445	367,904	286,907	654,811	33,836	80,297	265,881	57,593	428,828	70,619	937,054	1,613,310	
5月	21,450	386,567	324,676	711,243	33,398	81,068	258,728	70,828	480,347	59,193	983,562	1,716,255	
6月	23,376	397,049	291,868	688,917	37,314	83,798	277,694	72,302	504,745	77,106	1,052,959	1,765,252	
7月	23,099	394,813	343,537	738,350	38,797	83,820	259,859	63,517	473,492	69,195	988,680	1,750,129	
8月	20,333	405,755	296,969	702,724	35,996	75,045	246,718	63,477	447,286	77,246	945,768	1,668,825	
9月	22,211	426,985	347,339	774,324	36,706	86,387	257,618	67,509	478,650	69,309	996,179	1,792,714	
10月	26,059	405,225	345,642	750,867	36,130	91,971	252,340	67,638	505,565	73,336	1,026,980	1,803,906	
11月	23,590	411,048	343,160	754,208	36,373	91,738	250,159	67,058	454,076	79,221	978,625	1,756,423	
12月	23,657	409,793	333,606	743,399	39,545	88,887	272,224	73,945	512,814	61,205	1,048,620	1,815,676	
'11年 1月	22,283	417,734	339,187	756,921	31,395	86,645	270,224	67,302	513,614	83,309	1,052,489	1,831,693	
2月	19,620	386,538	341,738	728,276	39,960	89,670	258,076	69,948	439,760	82,809	980,223	1,728,119	
3月	21,333	383,365	327,111	710,476	34,348	97,100	243,023	64,229	458,665	63,940	961,305	1,693,114	
4月	22,741	337,058	312,323	649,381	28,366	87,597	239,079	40,384	362,056	74,579	832,061	1,504,183	
前 月 比	106.6	87.9	95.5	91.4	82.6	90.2	98.4	62.9	78.9	116.6	86.6	88.8	
前年同月比	106.0	91.6	108.9	99.2	83.8	109.1	89.9	70.1	84.4	105.6	88.8	93.2	

経済産業省調査統計部調べ

形 状 別

(単位：t)

年 月	形 鋼	棒 鋼	管 材	線 材	鋼 板	鋼 帯	合 計
'09 暦年	178,848	3,448,161	1,077,489	2,916,079	1,475,712	4,173,103	13,269,392
'10 暦年	393,638	6,029,672	1,355,012	4,382,009	2,074,482	6,270,227	20,505,040
'09 年度	244,335	4,265,765	1,060,842	3,544,893	1,496,432	5,112,584	15,724,851
'10 年度	436,149	6,259,449	1,405,850	4,395,761	2,105,357	6,332,850	20,935,416
'10. 4-6月	106,950	1,486,008	322,070	1,070,493	527,506	1,581,790	5,094,817
7-9月	78,680	1,546,193	376,422	1,116,734	500,281	1,593,358	5,211,668
10-12月	121,209	1,626,096	352,780	1,130,512	572,970	1,572,438	5,376,005
'11. 1-3月	129,310	1,601,152	354,578	1,078,022	504,600	1,585,264	5,252,926
'10年 3月	41,250	498,242	105,523	378,818	194,830	543,631	1,762,294
4月	36,016	461,956	111,837	338,439	164,851	500,211	1,613,310
5月	33,610	499,882	131,012	356,919	165,945	528,887	1,716,255
6月	37,324	524,170	79,221	375,135	196,710	552,692	1,765,252
7月	38,383	511,675	142,936	360,100	153,551	543,484	1,750,129
8月	13,480	485,177	113,665	380,724	165,244	510,535	1,668,825
9月	26,817	549,341	119,821	375,910	181,486	539,339	1,792,714
10月	29,470	547,121	132,491	366,447	218,787	509,590	1,803,906
11月	42,730	545,615	108,202	392,596	173,356	493,924	1,756,423
12月	49,009	533,360	112,087	371,469	180,827	568,924	1,815,676
'11年 1月	49,858	527,135	124,006	376,001	187,853	566,840	1,831,693
2月	34,802	533,300	119,913	372,282	152,552	515,270	1,728,119
3月	44,650	540,717	110,659	329,739	164,195	503,154	1,693,114
4月	30,598	452,051	134,453	291,701	142,834	452,546	1,504,183
前 月 比	68.5	83.6	121.5	88.5	87.0	89.9	88.8
前年同月比	85.0	97.9	120.2	86.2	86.6	90.5	93.2

経済産業省調査統計部調べ

特殊鋼熱間圧延鋼材の鋼種別販売(商社+問屋)の推移

(単位: t)

年 月	工 具 鋼	構 造 用 鋼			特 殊 用 途 鋼							計	合 計
		機械構造用炭素鋼	構 造 用 合金鋼	計	ばね鋼	軸受鋼	ステンレス鋼	快削鋼	高抗張鋼	そ の 他			
'09 暦 年	261,505	2,696,629	4,408,121	7,104,750	176,029	297,915	1,783,755	164,114	30,960	15,502	2,468,275	9,834,530	
'10 暦 年	447,725	3,903,203	4,298,708	8,201,911	273,624	490,599	2,787,997	212,853	52,711	90,797	3,908,581	12,558,217	
'09 年 度	321,270	3,015,334	3,932,857	6,948,191	212,180	330,580	1,871,810	188,055	29,854	25,038	2,657,517	9,926,978	
'10 年 度	462,905	4,084,266	4,338,870	8,423,136	276,543	532,229	3,438,657	207,684	61,239	109,308	4,625,660	13,511,701	
'10年	8月	35,679	322,493	354,190	676,683	22,777	42,513	169,704	15,444	5,491	10,771	266,700	979,062
	9月	36,519	337,468	310,780	648,248	22,249	46,379	416,525	17,857	6,485	16,288	525,783	1,210,550
	10月	40,047	362,522	319,691	682,213	24,260	43,437	390,946	17,070	5,227	7,074	488,014	1,210,274
	11月	37,272	338,241	339,831	678,072	24,539	45,729	365,678	16,603	5,459	5,043	463,051	1,178,395
	12月	36,918	320,992	373,853	694,845	22,779	46,551	287,223	16,936	4,645	1,923	380,057	1,111,820
'11年	1月	37,184	342,096	329,878	671,974	22,130	44,055	388,352	16,726	4,433	2,793	478,489	1,187,647
	2月	43,059	355,251	382,849	738,100	23,594	45,941	327,904	15,734	5,375	22,868	441,416	1,222,575
	3月	39,445	362,309	391,906	754,215	20,534	49,014	405,249	18,751	6,675	5,668	505,891	1,299,551
	4月	28,887	266,280	385,507	651,787	15,824	49,861	227,514	11,063	12,906	1,144	318,312	998,986
前 月 比	73.2	73.5	98.4	86.4	77.1	101.7	56.1	59.0	193.3	20.2	62.9	76.9	
前年同月比	80.7	90.1	106.7	99.3	77.6	116.0	132.8	55.2	525.3	11.4	119.1	104.1	

経済産業省調査統計部調べ

特殊鋼熱間圧延鋼材の鋼種別在庫の推移

メーカー在庫

(単位: t)

年 月	工 具 鋼	構 造 用 鋼			特 殊 用 途 鋼							計	合 計
		機械構造用炭素鋼	構造用合金鋼	計	ばね鋼	軸受鋼	ステンレス鋼	快削鋼	高抗張力鋼	その他			
'09 暦 年	4,601	153,500	91,618	245,118	25,398	31,876	108,939	32,693	131,497	26,428	356,831	606,550	
'10 暦 年	8,211	196,285	116,884	313,169	26,837	32,899	118,937	32,660	171,362	33,367	416,062	737,442	
'09 年 度	4,885	150,279	87,694	237,973	24,585	31,484	114,320	30,093	130,480	23,679	354,641	597,499	
'10 年 度	8,496	172,140	103,840	275,980	23,338	30,420	111,558	29,060	154,845	47,895	397,116	681,592	
10年	8月	6,331	168,094	91,745	259,839	24,769	32,435	115,762	29,841	118,984	36,403	358,194	624,364
	9月	5,882	174,116	98,578	272,694	22,853	31,150	125,357	29,411	132,813	38,912	380,496	659,072
	10月	7,854	172,275	96,607	268,882	21,745	31,576	131,062	28,175	155,295	34,739	402,592	679,328
	11月	6,731	181,237	108,547	289,784	23,594	33,312	117,516	32,084	161,286	41,225	409,017	705,532
	12月	8,211	196,285	116,884	313,169	26,837	32,899	118,937	32,660	171,362	33,367	416,062	737,442
'11年	1月	9,289	199,272	105,331	304,603	24,456	31,650	126,660	35,905	188,950	39,097	446,718	760,610
	2月	9,421	195,068	115,475	310,543	28,910	34,563	123,971	36,273	146,405	45,683	415,805	735,769
	3月	8,496	172,140	103,840	275,980	23,338	30,420	111,558	29,060	154,845	47,895	397,116	681,592
	4月	9,383	197,610	121,720	319,330	23,813	31,912	120,983	29,736	162,059	49,214	417,717	746,430
前 月 比	110.4	114.8	117.2	115.7	102.0	104.9	108.4	102.3	104.7	102.8	105.2	109.5	
前年同月比	150.2	115.2	133.5	121.6	97.9	89.8	106.5	105.5	116.7	134.2	110.8	115.5	

経済産業省調査統計部調べ

流通在庫

年 月	工 具 鋼	構 造 用 鋼			特 殊 用 途 鋼							計	合 計
		機械構造用炭素鋼	構造合金鋼	計	ばね鋼	軸受鋼	ステンレス鋼	快削鋼	高抗張力鋼	その他			
'09 暦 年	46,236	159,628	123,412	283,040	13,221	47,639	128,676	22,719	6,619	2,075	220,949	550,225	
'10 暦 年	58,676	233,045	154,142	387,187	20,594	53,478	143,960	17,731	7,227	2,142	245,132	690,995	
'09 年 度	37,814	181,341	117,345	298,686	14,797	50,383	128,100	19,782	6,074	1,762	220,898	557,398	
'10 年 度	58,255	257,087	161,527	418,614	21,846	54,551	152,234	22,431	7,125	2,218	260,405	737,274	
10年 8月	52,515	204,025	132,555	336,580	18,859	49,518	139,003	19,557	6,699	1,586	235,222	624,317	
9月	56,064	210,019	135,009	345,028	18,693	50,480	141,662	18,040	6,746	1,648	237,269	638,361	
10月	57,338	213,183	138,889	352,072	21,924	51,500	141,772	18,360	6,988	1,776	242,320	651,730	
11月	57,029	221,787	143,020	364,807	20,413	51,658	145,175	16,095	7,236	1,913	242,490	664,326	
12月	58,676	233,045	154,142	387,187	20,594	53,478	143,960	17,731	7,227	2,142	245,132	690,995	
'11年 1月	57,465	246,293	154,919	401,212	19,780	54,006	156,605	17,446	7,148	1,973	256,958	715,635	
2月	59,457	244,684	156,473	401,157	19,494	54,043	146,128	18,902	7,215	2,088	247,870	708,484	
3月	58,255	257,087	161,527	418,614	21,846	54,551	152,234	22,431	7,125	2,218	260,405	737,274	
4月	66,956	255,147	157,809	412,956	22,431	53,373	155,944	22,299	7,214	2,217	263,478	743,390	
前 月 比	114.9	99.2	97.7	98.6	102.7	97.8	102.4	99.4	101.2	100.0	101.2	100.8	
前年同月比	147.2	149.5	127.8	140.4	171.9	109.7	118.9	113.0	122.3	122.3	119.6	132.8	

経済産業省調査統計部調べ

特殊鋼熱間圧延鋼材の輸出入推移

輸 出

(単位：t)

年 月	工具鋼	構 造 用 鋼			特 殊 用 途 鋼				そ の 他 の 鋼			特 殊 鋼 鋼材合計
		機械構造 用炭素鋼	構造用 合金鋼	計	ばね鋼	ステンレス鋼	ピアノ 線 材	計	高炭素鋼	その他 合金鋼	計	
'09 暦 年	13,363	275,179	267,637	542,816	102,049	1,048,255	111,808	1,262,112	11,528	2,994,593	3,006,121	4,824,411
'10 暦 年	29,076	526,073	515,148	1,041,222	178,652	1,245,293	178,065	1,602,010	16,986	5,092,548	5,109,534	7,781,841
'09 年 度	15,360	370,560	330,811	701,371	128,111	1,137,034	137,736	1,402,881	11,838	3,591,215	3,603,053	5,722,664
'10 年 度	32,088	518,301	537,548	1,055,849	186,550	1,312,165	188,479	1,687,194	17,707	5,342,937	5,360,643	8,135,776
'10年 8月	2,576	39,868	43,572	83,440	13,892	89,480	14,876	118,248	1,155	457,330	458,485	662,750
9月	2,289	46,996	42,173	89,169	15,280	99,590	15,379	130,249	2,072	464,285	466,358	688,066
10月	3,044	42,936	47,623	90,559	14,433	104,435	13,186	132,054	1,750	404,729	406,479	632,135
11月	2,940	40,318	44,984	85,302	12,953	103,890	12,343	129,186	1,456	394,440	395,896	613,325
12月	2,526	42,070	43,163	85,233	16,156	113,053	19,640	148,849	1,613	450,855	452,468	689,075
'11年 1月	2,032	38,440	43,852	82,292	16,141	93,482	20,619	130,241	1,534	453,745	455,280	669,845
2月	3,474	41,073	49,626	90,699	15,696	116,559	15,977	148,232	1,243	450,524	451,768	694,173
3月	3,277	42,813	44,982	87,795	19,312	134,332	19,326	172,970	1,362	546,372	547,734	811,775
4月	2,940	35,834	42,408	78,242	14,982	107,107	30,739	152,828	1,513	418,101	419,614	653,623
前 月 比	89.7	83.7	94.3	89.1	77.6	79.7	159.1	88.4	111.1	76.5	76.6	80.5
前年同月比	124.6	85.0	86.0	85.6	94.2	99.0	165.7	107.1	101.9	107.8	107.8	104.5

財務省通関統計

輸 入

年 月	工具鋼	ばね鋼	ス テ ン レ ス 鋼						計	快削鋼	その他の鋼			合 計
			形鋼	棒鋼	線材	鋼板類	鋼管	高炭素鋼			合金鋼	計		
'09 暦 年	2,723	735	476	8,883	8,920	98,080	5,442	121,801	5	8,438	47,544	55,982	181,246	
'10 暦 年	4,549	1,084	975	10,871	9,624	137,703	8,327	167,499	3	8,967	110,481	119,449	292,283	
'09 年 度	2,614	730	599	9,553	9,211	108,609	5,784	133,755	4	8,814	47,973	56,787	193,590	
'10 年 度	5,439	1,157	866	11,315	9,305	142,188	8,720	172,393	2	13,278	118,915	132,193	311,184	
'10年 8月	441	145	109	916	781	12,483	1,045	15,334	-	1,129	8,493	9,622	25,541	
9月	444	108	80	1,073	793	10,431	583	12,960	1	1,091	7,610	8,701	22,213	
10月	440	129	42	1,047	573	11,090	739	13,491	-	1,131	7,297	8,427	22,488	
11月	330	52	57	921	753	13,863	725	16,319	-	288	10,869	11,158	27,859	
12月	599	109	66	1,213	712	12,221	884	15,095	-	1,474	8,696	10,170	25,973	
'11年 1月	774	70	73	594	480	11,426	654	13,228	-	1,896	10,378	12,274	26,345	
2月	496	112	52	846	684	10,736	733	13,052	-	708	7,760	8,468	22,127	
3月	313	90	39	1,076	958	11,932	856	14,860	-	2,838	7,277	10,115	25,379	
4月	351	91	92	1,080	711	14,941	929	17,753	17	4,570	17,365	21,935	40,147	
前 月 比	112.3	100.2	238.9	100.4	74.2	125.2	108.6	119.5	-	161.0	238.6	216.9	158.2	
前年同月比	74.6	77.5	109.8	126.5	54.7	141.0	164.3	132.5	1,978.5	1,936.2	204.7	251.6	176.8	

財務省通関統計

関連産業指標推移

(単位：台)

(単位：億円)

年 月	四輪自動車生産		四輪完成車輸出		新 車 登 録		建設機械生産		産業車輛生産		機 械 受注額	産業機械 受注額	工作機械 受注額
	うち トラック		うち トラック		うち トラック		ブル ドーザ	パワー ショベル	フォーク リフト	ショベル トラック			
'09 暦 年	7,934,057	985,101	3,616,168	315,507	4,609,256	672,943	2,135	44,395	71,554	6,843	r 77,119	41,508	4,118
'10 暦 年	9,628,920	1,209,224	4,838,350	450,312	4,956,136	731,094	4,354	101,788	104,767	9,726	r 82,555	47,731	9,786
'09 年 度	8,864,908	1,062,598	4,086,631	354,985	4,880,264	692,034	2,183	53,520	77,925	7,454	r 77,405	46,010	5,471
'10 年 度	r 8,993,897	r 1,146,862	4,803,068	437,594	r 4,601,135	709,410	4,938	111,978	106,057	10,066	r 84,480	47,463	11,136
'10年 8月	691,649	89,858	337,163	33,361	424,985	54,503	413	8,469	7,978	862	r 7,875	5,128	858
9月	925,003	117,567	438,910	42,534	471,955	70,490	455	10,630	9,957	1,011	r 6,737	4,295	920
10月	751,420	97,781	417,190	35,988	304,328	52,186	466	10,140	9,345	987	r 6,792	2,789	802
11月	801,969	101,853	432,585	39,423	323,600	64,167	392	11,269	9,781	1,117	r 6,980	3,430	967
12月	747,867	92,740	467,614	43,131	287,851	47,515	363	10,364	9,223	868	r 6,888	4,231	988
'11年 1月	706,107	87,830	365,288	29,976	305,494	45,698	468	9,459	8,301	802	r 7,165	4,291	1,046
2月	r 795,656	r 99,531	431,582	35,644	401,292	59,168	507	10,999	9,135	881	r 7,288	4,672	1,127
3月	r 403,937	r 50,781	312,478	28,324	r 437,598	71,988	385	9,408	7,758	730	r 7,360	6,692	1,135
4月	292,001	40,305	126,061	10,917	185,673	31,724	525	7,622	6,931	780	7,119	2,982	1,069
前 月 比	72.3	79.4	40.3	38.5	42.4	44.1	136.4	81.0	89.3	106.8	96.7	44.6	94.2
前年同月比	39.9	42.5	32.2	31.8	52.7	59.6	181.7	109.2	89.2	117.8	99.8	108.1	132.3

出所：日本自動車工業会、経済産業省、総務省、産業機械工業会、工作機械工業会

特殊鋼流通統計総括表

2 0 1 1 年 4 月 分

鋼種別	月 別 項 目	実 数 (t)	前月比 (%)	前 年 同 月比(%)	1995年基準 指 数(%)	1987～2011年随時				
						年 月	ピーク時	年 月	ボトム時	
工 具 鋼	生 産 高	22,741	106.6	106.0	102.3	91. 3	29,286	09. 4	5,565	
	輸 出 船 積 実 績	2,940	89.7	124.6	82.1	87. 3	10,368	09. 6	693	
	販 売 業 者	受入高計	37,588	98.3	86.5	182.7	11. 2	45,051	09. 2	10,035
		販売高計	28,887	73.2	80.7	141.8	11. 2	43,059	09. 2	13,875
		消費者向	19,824	90.9	102.8	211.2	10. 6	22,315	09. 2	6,438
		在庫高計	66,956	114.9	147.2	185.8	11. 4	66,956	87.10	31,813
	生産者工場在庫高	9,383	110.4	150.2	83.7	91.10	17,876	09.12	4,601	
総 在 庫 高	76,339	114.4	147.5	161.5	11. 4	76,339	88. 1	41,105		
構 造 用 鋼	生 産 高	649,381	91.4	99.2	119.6	08.10	827,404	09. 2	269,906	
	輸 出 船 積 実 績	78,242	89.1	85.6	462.2	10. 6	92,070	92. 1	10,222	
	販 売 業 者	受入高計	646,129	83.7	99.1	195.6	08.10	1,157,330	98. 8	257,445
		販売高計	651,787	86.4	99.3	198.8	08.10	1,134,981	99. 8	253,971
		消費者向	358,234	96.2	91.2	167.6	08.10	670,656	98. 8	166,732
		在庫高計	412,956	98.6	140.4	171.8	11. 3	418,614	87.10	169,822
	生産者工場在庫高	319,330	115.7	121.6	106.7	97.11	320,394	09. 4	176,539	
総 在 庫 高	732,286	105.4	131.5	135.7	11. 4	732,286	87.12	427,189		
ば ね 鋼	生 産 高	28,366	82.6	83.8	66.6	89. 3	60,673	09. 2	10,159	
	輸 出 船 積 実 績	14,982	77.6	94.2	118.4	06. 5	27,829	09. 4	3,629	
	販 売 業 者	受入高計	16,409	71.7	88.0	110.0	10.10	27,491	09. 4	6,202
		販売高計	15,824	77.1	77.6	106.2	08. 4	25,355	09. 4	6,339
		消費者向	4,857	79.4	126.5	39.1	90.10	23,876	09. 4	2,550
		在庫高計	22,431	102.7	171.9	705.8	11. 4	22,431	03. 9	1,534
	生産者工場在庫高	23,813	102.0	97.9	74.1	95.12	41,374	09. 4	15,541	
総 在 庫 高	46,244	102.3	123.8	131.0	11. 2	48,404	02. 9	23,836		
ス テ ン レ ス 鋼	生 産 高	239,079	98.4	89.9	88.5	07. 3	330,543	09. 2	116,542	
	輸 出 船 積 実 績	107,107	79.7	99.0	105.3	05. 3	152,476	90. 1	27,286	
	販 売 業 者	受入高計	231,224	56.2	132.6	154.0	06. 5	587,740	09. 2	88,978
		販売高計	227,514	56.1	132.8	152.3	06. 5	587,941	09. 2	88,740
		消費者向	51,474	81.0	86.6	90.3	06. 1	292,191	87. 1	34,263
		在庫高計	155,944	102.4	118.9	141.0	01.10	169,096	87. 3	51,419
	生産者工場在庫高	120,983	108.4	106.5	82.2	02. 4	188,988	09. 6	94,564	
総 在 庫 高	276,927	105.0	113.1	107.4	01.10	352,013	88. 4	191,203		
快 削 鋼	生 産 高	40,384	62.9	70.1	45.6	88. 3	116,819	09. 2	22,054	
	販 売 業 者	受入高計	10,931	49.1	54.7	65.0	06. 9	25,874	04. 9	7,949
		販売高計	11,063	59.0	55.2	66.8	08. 4	26,351	09. 2	10,358
		消費者向	10,585	58.8	56.3	74.4	08. 4	23,235	04. 9	9,649
		在庫高計	22,299	99.4	113.0	97.4	07. 8	27,861	87. 1	9,364
	生産者工場在庫高	29,736	102.3	105.5	132.3	87. 1	43,166	01.12	17,975	
	総 在 庫 高	52,035	101.1	108.6	114.7	06. 5	69,020	02. 3	31,448	
高 抗 張 力 鋼	生 産 高	362,056	78.9	84.4	154.6	07. 3	513,596	87. 2	151,890	
	販 売 業 者	受入高計	12,995	197.3	569.0	104.9	90. 2	18,841	09. 8	1,572
		販売高計	12,906	193.3	525.3	104.5	90.10	18,863	09. 8	2,035
		消費者向	3,740	77.5	212.6	69.5	90.10	9,573	09. 8	1,711
		在庫高計	7,214	101.2	122.3	54.4	99.12	20,289	02.12	5,895
	生産者工場在庫高	162,059	104.7	116.7	96.7	87. 6	204,893	99.11	99,475	
	総 在 庫 高	169,273	104.5	117.0	93.6	01. 5	217,711	06. 3	110,555	
そ の 他	生 産 高	162,176	100.7	107.5	69.3	-	-	-	-	
	販 売 業 者	受入高計	49,826	90.1	97.1	402.3	-	-	-	-
		販売高計	51,005	93.3	96.3	413.1	-	-	-	-
		消費者向	33,835	93.9	105.8	628.6	-	-	-	-
		在庫高計	55,590	97.9	110.2	419.5	-	-	-	-
	生産者工場在庫高	81,126	103.6	112.3	48.4	-	-	-	-	
	総 在 庫 高	136,716	101.2	111.4	75.6	-	-	-	-	
特 殊 鋼 鋼 材 合 計	熱延鋼材生産高合計	1,504,183	88.8	93.2	111.6	07. 3	1,942,468	09. 2	697,318	
	鋼材輸出船積実績計	653,623	80.5	104.5	194.8	11. 3	811,775	87. 1	153,788	
	販 売 業 者	受入高計	1,005,102	75.7	104.5	175.5	06. 5	1,516,366	87. 1	435,213
		販売高計	998,986	76.9	104.1	175.6	08. 6	1,512,463	87. 5	442,211
		消費者向	482,549	92.3	91.4	143.3	08. 6	926,258	98. 8	267,392
		在庫高計	743,390	100.8	132.8	168.1	11. 4	743,390	87.10	290,674
	生産者工場在庫高	746,430	109.5	115.5	97.9	98. 1	839,861	97. 3	425,932	
総 在 庫 高	1,489,820	105.0	123.5	123.7	11. 4	1,489,820	97. 1	873,633		

出所:経済産業省 大臣官房調査統計部

- 注 1. 総在庫高とは販売業者在庫高に生産者工場在庫高を加算したもの。生産者工場在庫高は熱延鋼材のみで、冷延鋼材及び鋼管を含まない。また、工場以外の置場にあるものは、生産者所有品であってもこれに含まない。
2. 1987～2011年のピーク時とボトム時とは、最近の景気循環期間中の景気変動の大きさの指標を示す。
3. 「その他」のピーク時、ボトム時は掲載せず

倶楽部だより

(平成23年4月21日～6月20日)

総会 (5月30日)

- ①平成22年度事業報告書の承認
- ②平成22年度決算報告書の承認
- ③平成23年度事業計画書の承認
- ④平成23年度収支予算書の承認
- ⑤平成23年度入会金及び会費・賦課金徴収方法の承認
- ⑥役員改選

講師：神鋼リサーチ(株)産業技術情報センター 主任研究員 小川 徹氏

参加者：100名

流通委員会

- ・工具鋼分科会 (5月18日)

編集委員会

- ・小委員会 (5月17日)
9月号特集「原材料事情」(仮題)の編集内容の検討
- ・本委員会 (5月25日)
9月号特集「原材料事情」(仮題)の編集方針、内容の確認

理事会 (5月30日)

- ①総会付議事項
- ②各種委員会委員長及び委員の変更
- ③平成23年6月～10月の会議開催日程
- ④報告事項

運営委員会

- ・総務分科会・財務分科会 (4月22日)
 - ①平成22年度事業報告(案)・決算報告(案)
 - ②平成23年度事業計画(案)・収支予算(案)
 - ③平成23年度入会金及び会費・賦課金徴収方法(案)
 - ④役員改選(案)

【大阪支部】

- 定時総会 (6月8日)
- 委員会
- ・運営委員会 (5月10日)

【名古屋支部】

- 定時総会 (6月2日)
 - 委員会
 - ・運営委員会 (4月21日)
- ### 部会
- ・構造用鋼部会 (4月22日)
 - ・ステンレス鋼部会 (4月26日)

講演会 (6月2日)

演題：「～イチローに学ぶ～奥村流！個々の能力の引き出し方」

講師：パーソナルトレーナー
奥村 幸治氏

参加者：62名

海外委員会

- ・専門部会 (5月24日)
 - ①「中国の特殊鋼需給動向」調査の最終報告
 - ②平成23年度海外市場調査の実施

市場開拓調査委員会

- ・本委員会 (6月2日)
22年度活動報告及び23年度活動計画の検討
- ・説明会 (6月20日)
「中国・インドの自動車部品及び建設機械部品の現地調達動向」調査報告書の解説



平成24年経済センサス - 活動調査を実施します。



- ▶経済センサス - 活動調査は、全ての企業・事業所を対象に、平成24年2月に実施します。
- ▶経済センサス - 活動調査は、我が国における産業構造を包括的に明らかにすることを目的とする政府の重要な調査で、統計法に基づいた報告義務のある基幹統計調査です。
- ▶調査を正確かつ円滑に実施するため、支社等を有する企業本社あてに6月中旬から「事業所等確認票」を郵送します。印字してある内容の確認・修正と御返送をよろしくお願いいたします。

総務省・経済産業省

社団法人特殊鋼倶楽部 会員会社一覧

(社名は50音順)

【会 員 数】		【販売業者会員】	
(正 会 員)			
製造業者	27社	愛 鋼 (株)	神 鋼 商 事 (株)
販売業者	108社	青 山 特 殊 鋼 (株)	住 金 物 産 (株)
合 計	135社	浅 井 産 業 (株)	住 金 物 産 特 殊 鋼 (株)
		東 金 属 (株)	住 商 特 殊 鋼 (株)
		新 井 ハ ガ ネ (株)	住 友 商 事 (株)
(賛 助 会 員)	0 社	栗 井 鋼 商 事 (株)	大 同 興 業 (株)
		石 原 鋼 鉄 (株)	大 同 マ テ ッ ク ス (株)
【製造業者会員】		伊 藤 忠 丸 紅 鉄 鋼 (株)	大 洋 商 事 (株)
愛 知 製 鋼 (株)		伊 藤 忠 丸 紅 特 殊 鋼 (株)	大 和 興 業 (株)
秋 山 精 鋼 (株)		井 上 特 殊 鋼 (株)	大 和 特 殊 鋼 (株)
(株) 川 口 金 属 工 業		植 田 興 業 (株)	(株) 竹 内 ハ ガ ネ 商 行
(株) 神 戸 製 鋼		(株) U E X	孟 鋼 鉄 (株)
合 同 製 鐵 (株)		碓 井 鋼 材 (株)	田 島 ス チ ー ル (株)
山 陽 特 殊 製 鋼 (株)		ウ メ ト ク (株)	辰 巳 屋 興 業 (株)
J F E 条 鋼 (株)		扇 鋼 材 (株)	中 部 ス テ ン レ ス (株)
J F E ス チ ー ル (株)		岡 谷 鋼 機 (株)	千 曲 鋼 材 (株)
J X 口 鉾 日 石 金 属 (株)		カ ネ ヒ ラ 鉄 鋼 (株)	(株) テ ク ノ タ ジ マ
下 村 特 殊 精 工 (株)		兼 松 (株)	(株) 鐵 鋼 社
新 日 本 製 鐵 (株)		兼 松 ト レ ー ド イ ン グ (株)	デ ル タ ス テ ー ル (株)
ス テ ン レ ス パ イ プ 工 業 (株)		(株) カ ム ス	東 京 貿 易 金 属 (株)
住 友 金 属 工 業 (株)		(株) カ ワ イ ス チ ー ル	(株) 東 信 鋼 鉄
大 同 特 殊 鋼 (株)		川 本 鋼 材 (株)	特 殊 鋼 機 (株)
高 砂 鐵 工 (株)		北 島 鋼 材 (株)	豊 田 通 商 (株)
東 北 特 殊 鋼 (株)		ク マ ガ イ 特 殊 鋼 (株)	中 川 特 殊 鋼 (株)
日 新 製 鋼 (株)		ケ ー ・ ア ン ド ・ アイ 特 殊 管 販 売 (株)	中 野 ハ ガ ネ (株)
日 本 金 属 (株)		小 山 鋼 材 (株)	永 田 鋼 材 (株)
日 本 金 属 工 業 (株)		佐 久 間 特 殊 鋼 (株)	名 古 屋 特 殊 鋼 (株)
日 本 高 周 波 鋼 業 (株)		櫻 井 鋼 鐵 (株)	ナ ス 物 産 (株)
日 本 精 線 (株)		佐 藤 商 事 (株)	南 海 鋼 材 (株)
日 本 冶 金 工 業 (株)		サ ハ シ 特 殊 鋼 (株)	日 輪 鋼 業 (株)
日 立 金 属 (株)		(株) 三 悦	日 金 ス チ ー ル (株)
(株) 不 二 越		三 協 鋼 鐵 (株)	日 鐵 商 事 (株)
三 菱 製 鋼 (株)		三 京 物 産 (株)	日 本 金 型 材 (株)
ヤ マ シ ン ス チ ー ル (株)		三 興 鋼 材 (株)	ノ ボ ル 鋼 鉄 (株)
理 研 製 鋼 (株)		三 和 特 殊 鋼 (株)	野 村 鋼 機 (株)
		J F E 商 事 (株)	白 鷺 特 殊 鋼 (株)
		芝 本 産 業 (株)	橋 本 鋼 (株)
		清 水 金 属 (株)	(株) 長 谷 川 ハ ガ ネ 店
		清 水 鋼 鐵 (株)	(株) ハ ヤ カ ワ カ ン パ ニ ー
			林 田 特 殊 鋼 材 (株)
			阪 神 特 殊 鋼 (株)
			阪 和 興 業 (株)
			日 立 金 属 ア ド メ ッ ト (株)
			日 立 金 属 工 具 鋼 (株)
			(株) 日 立 ハ イ テ ク ノ ロ ジ ー ス
			(株) 平 井
			(株) 福 岡 ハ ガ ネ 商 店
			藤 田 商 事 (株)
			古 池 鋼 業 (株)
			(株) ブ ル ー タ ス
			(株) 堀 田 ハ ガ ネ
			(株) マ ク シ ス コ ー ポ レ ー シ ョ ン
			松 井 鋼 材 (株)
			三 沢 興 産 (株)
			三 井 物 産 (株)
			三 井 物 産 ス チ ー ル (株)
			三 菱 商 事 ユ ニ メ タ ル ズ (株)
			(株) メ タ ル ワ ン
			(株) メ タ ル ワ ン チ ュ ー プ ラ ー
			(株) メ タ ル ワ ン 特 殊 鋼
			森 寅 鋼 業 (株)
			(株) 山 一 ハ ガ ネ
			山 進 産 業 (株)
			ヤ マ ト 特 殊 鋼 (株)
			山 野 鋼 材 (株)
			陽 鋼 物 産 (株)
			菱 光 特 殊 鋼 (株)
			リ ン タ ツ (株)
			渡 辺 ハ ガ ネ (株)

特 集／最近の特殊鋼原料

- I. 総論
- II. 特殊鋼原料の現状と問題点
- III. 特殊鋼のリサイクル
- IV. 会員メーカーの省資源・リサイクルの関連技術と商品

11月号特集予定…耐熱材料

お詫び

5月号の本文中に誤りがありましたので、次のとおりお詫びの上訂正いたします。

36頁の執筆者名

(正)「日新製鋼(株)呉製鉄所 高德 宗和」 (誤)「日新製鋼(株)呉製鉄所 高特 宗和」

特 殊 鋼

第 60 卷 第 4 号

© 2 0 1 1 年 7 月

平成23年6月25日 印刷

平成23年7月1日 発行

定 価 1,200円 送 料 100円

1 年 国内7,200円 (送料共)

外国7,860円 (" 、船便)

発 行 所

社団法人 特殊鋼倶楽部

Special Steel Association of Japan

〒103-0025 東京都中央区日本橋茅場町3丁目2番10号 鉄鋼会館

電 話 03(3669)2081・2082

ホームページURL <http://www.tokushuko.or.jp>

振替口座 00110-1-22086

編集発行人 秋 山 芳 夫

印刷人 猪 俣 公 雄

印刷所 日本印刷株式会社

本誌に掲載されたすべての内容は、社団法人 特殊鋼倶楽部の許可なく転載・複写することはできません。