



鋼の特性のマイクロ組織的研究と新しい性能の開発

荒 木 透*

Microstructural Studies on the Properties of Steels for Developing Advanced Performance

Toru ARAKI



1. 結 言

鉄鋼材料はその用途、設計の面から要求される「特性」を向上させ、かつ製造技術の進歩により経済性を高めることによつてますます用途を拡大し量を伸ばしてきた。量的に用いられる鋼材の「特性」としては、その代表的なものを、

(1) 強度、靱性など、構造材料として求められる信頼性の向上に直接関連した力学的特性

(2) 塑性加工、切削加工、接合(溶接)等に関する被加工特性

の二つに大別して考えることができよう。

これら鋼材の諸特性は鋼の成分、組織、さらにこれと密接に関係のある鋼の製錬、加工、熱処理等の製造プロセスによつて支配されている。これらの要因と鋼特性との関係を科学的に明らかにすることは、これまでつねに鋼の新しい特性を開発進歩させてきた研究の中心課題であつた。

ここでは、上記の二つの特性と最も重要なかわりを持つ鋼のマイクロ組織を中心として、鋼の特性の改良と新しい性能を得るための研究手法について概観考察し、関連して著者達がこれまで行つてきた研究成果の一部を集約して紹介してこの種の研究を進める上の参考に供したい。

2. 鋼の微視的強化組織と重要特性

2.1 ミクロ組織と強度-耐破壊特性

一般に鋼の特性と結びつけて論じられる場合のマイクロ組織を、その構成単位の大きさで表現すると、 10^{-1} nm から 10^3 μ に至るかなり広い範囲にまたがって用いられている。

まず議論の第一段階となるのは、古典的金属組織学に基づく分類によつて、フェライト、パーライト、ベイナイト、オーステナイト、マルテンサイト等、組織の形態

学上の差によるものである。さらにその後の電子顕微鏡観察の発展によつて、これらの金相学上の諸相はその微視的内容の詳細が解析できるようになり、現在の議論はさらに細かく結晶格子のレベルにまで多面的に論じられるようになってきている。

鋼の強化機構は、主として電子顕微鏡による直接観察のレベルでのマイクロ組織との関連で論ぜられ、格子欠陥(点、線、面、体)の性状と分布形態によつて比較検討される。すなわち:

(A) 点欠陥としては、置換型ないし侵入型固溶合金元素による「固溶強化」

(B) 線欠陥としては、転位の分布、密度の増加による「転位強化」

(C) 面欠陥としては、粒界、亜粒界による「粒界強化」

(D) 体積的欠陥としては、異相粒子の分散による「分散強化」

等到大別して論じられている¹⁾²⁾。

鋼の降伏強さないし弾性限-耐力によつて代表される「強さ」を高めることは、構造材料としての鋼の合金設計上、合理性、経済性を高める上で重要な手段である。この強化の機構を物理冶金学的な基礎に立つて理解し、各種の機構の特性への影響を理論面から定量的に論じることについては、現在まで多くの研究が報告され一応の発展をみていると言える。

しかし、このような知識を実用鋼の開発と合金設計に役立てるには、強化に伴つて通常失われがちな延性、靱性、疲れ強さなど、破壊に耐え構造材としての信頼性を代表する特性が、強化の機構とどう係わりあつているか、ということを知る必要がある。

2.2 耐破壊特性と微視的強化機構

上述の「耐破壊特性」は極めて構造敏感な性質であつて、 μ オーダー以上の複合相による強化、介在物、マイクロ偏析あるいは顕微鏡的オーダーの欠陥等によつても著

昭和 57 年 4 月 2 日 日本会講演大会における西山賞受賞記念特別講演

* 前: 金属材料技術研究所所長 (現: (株)神戸製鋼所顧問) 工博 (National Research Institute for Metals, Now Kobe Steel, Ltd., 1-8-2 Marunouchi Chiyoda-ku 100)

Table 1. Effects of microstructural strengthening mechanisms on ductility, toughness and fatigue of steel.

Strengthening symbol	Strengthening (mechanism characteristics)	δ Elongation	Reduction of area ϕ	Charpy impact energy	Fracture toughness	Softening damage by fatigue	Propagation rate of fatigue crack
Solution—							
(A ₁)p	+ (planer dislocation)	0	-	-	-	++	(+)
(A ₁)w	+ (wavy dislocation)	-	(-)	(+)	0	(+)	(+)
(A ₂)	+++ (interstitial : C, N)	-	-	-	-	++	++
Dislocation—							
(B ₁)	++ (dislocation by martensite)	-	(-)	-	-	+	+
(B ₂)	+ (dislocation by cold work)	(-)	-	-	-	0(-)	0
Grain boundary—							
(C ₁)	++ (high angle boundary)	0	0	+	0(+)	(+)0	0(+)
(C ₁)·(A ₂)	+++ (combined with solutioning)	(-)	0	(+)	0	++	(+)
(C ₂)	+ (low angle boundary)	0	0	(+)	0	+	(+)
Dispersion—							
(D ₁)	+++ (coherent particles)	-	-	-	-	stable particle ++ unstable particle 0(-)	+
(D ₂)f	++ (incoherent particles)	-	0	0	0	++	+
(D ₂)c	+ (coarse incoherent)	-	-	(-)	-	0	0(-)

Note: + positive effect (improving), (+) slight effect (improving), - negative effect (impairing), (-) slight effect (impairing), 0 no effect

しい影響を受ける。これらの要因の探究はそれぞれ別個に取り扱う研究課題として重要であり、後章で論ずるが、ここでは上述の電子顕微鏡的オーダーのマイクロ組織要因による強化機構が直接耐破壊特性とどう係わっているかということをもとに上げよう。

この「マイクロ強化機構と耐破壊特性」については、前報²⁾(本多記念講演)でこれまでの研究と解析の結果を取りまとめ展望を行った。各強化の素機構別に延性、靱性、疲れの挙動などがいかに振舞うかということについて原理的に分類する場合、Table 1のように、少なくとも10項目以上に分類して作表することが適当と思われる。

例えば：

(A)：「固溶強化」は、置換型合金元素を固溶体の転位のすべり挙動に与える影響によつて分ける。すなわち低温で直線的(planar)運動の傾向を強める元素の場合(A_{1p})と、低温でも交差すべりしやすい場合(A_{1w})の二つの場合に別けて考えることができる。(A₂)は侵入型固溶の場合である。それぞれ延性、靱性、疲れ損傷などに異なつた組み合わせの影響を与えることが定性的に表に示されている。

(B)：「転位強化」については、(B₁)：[均一分布により比較的易動度を持つ転位型マルテンサイト↑組織のような転位の増加による場合]と、(B₂)：[不均質分布なで易動度の低い冷間加工組織のような転位の増殖による場合]とに別けて考えることによつて、大まかな区分をすることができる。後者には特性の異方性が現れやすく、単独の機構では疲れ損傷に弱い場合があり、また延性に乏しい等の短所もある。

(C)：「粒界強化」では、粒界そのものの剝離に対する強さの要因をまず考慮する必要がある。つぎに、結晶粒から方位の異なる隣接の結晶粒へのすべり変形の伝ば

抵抗を相対的に多くする「細粒強化」が、破壊されつもの伝ばに対しても同様好ましい結果を与える。この場合粒界の傾きの大きい場合(C₁)は、小傾の亜粒界の場合(C₂)より効果が大きい。疲れについては後章4.1以下に詳述する。

(D)：「分散強化」、ミクロ的な析出相による粒子の分散による強化を扱う場合、微細な整合粒子による強化(D₁)と、母相と非整合な微粒子による強化(D_{2f})、さらに成長した非整合の粗粒子による強化(D_{2c})とでは、耐破壊特性、とくに疲れや靱性に及ぼす影響がかなり大きく異なる。すこしこれらのことを詳細に考察すると：

(D₁)は、分散第2相が時効による初期析出物のように母相格子と整合になつている場合である。一般には極めて小さい(数nmオーダー)のために、転位が粒子をせん断して移動することができ³⁾、このためすべり面の集中、塑性歪みの集中が生じやすく、マイクロき裂の発生成長を起しやすいとされる。このことは交差すべりの困難な傾向を持つ母相(例えば(A_{1p})強化によるbcc相)の場合とくに強調され、「延・靱性」の低下と結びつく⁴⁾。しかし、超耐熱合金におけるfcc相中の γ' の場合で整合性が極めて高く合金設計される時、粒子は数100nmにもなり事情は異なってくる。

(D₂)は非整合の粒子で一般には母相と同等以上の剛性を持つ場合である。転位はう廻りによるOrowanの機構によつて移動する場合が一般に当てはまる。塑性変形によつて移動する転位は増殖し、からみ合いによつて粒子間隔にみあつたセル状構造を形成し、このセル形成過程は比較的高い変形率まで続く。この場合降伏後の加工硬化現象は、時効初期における整合析出粒子の分散の場合に比べて「均一伸び」-延性に結びつきやすと考えられる。

非整合粒子の大きさは破壊強さ、従つて「破断延性」

↑ いわゆるラス型マルテンサイトの場合で、双晶型に対比する。

ならびに「靱性」に大きく係わってくる。μオーダー以上の大きな粒子は、引張試片を均一伸び以上に変形した場合に現れる局部収縮部のような多軸引張応力によつて内部き裂の発生源となり破断延性、絞り等を低下させるし、また靱性試験においても同様に粒子の界面や粒子破壊による塑性変形エネルギーの低下を起し靱性劣下をきたす。

以上のことから、分散粒子の微細な (D_{2f}) の機構が延・靱性を保持する意味で望ましいこととなる。粒子間隔 λ はほぼ逆比例則に従つて強化を支配する因子となるが、また同時に、母相中のマイクロき裂の成長をある確率をもつて λ に見合った範囲内に限定阻止する働きを持つものと考えられる⁶⁾。適当な大きさと剛性を持ち、かつ界面が整合でなくても母相との密着性のよい粒子を密度濃く (λ 小さく) 分散させることは、(D_{2f}) の強化機構として最も延性、靱性を保持しうるものと考えられる。

疲れ強さに関する耐破壊特性においても、粒子(分散)強化の寄与はほぼ同様のことが当てはまるが、(D_1) の整合粒子の繰返し応力(熱)に対する安定度が重要である。

以上述べた母相組織の微視的強化機構は、実際には複数の強化の素機構が重畳して強化ならびに耐破壊特性に寄与し、それぞれの効果は必ずしも直線的相加的ではない。(A_2) × (B) のように、侵入型固溶元素 (C, N など) と転位との相互作用 (Cottrell 効果) の強く働く場合は、延性を低下し脆化を来たすが、一方、疲れの損傷に対してはかかなり好ましい影響を与える。

しかし、以上のような強い相互作用の働く場合は必ずしも多くないので、その影響を考慮しつつ各素機構の相加的な組み合わせを基に考察を加え、微視組織の面から強度と耐破壊特性を判断する資料を得ることができる。表1のようなこれまでの知識を集積・整理したものをさらに敷衍して利用することは、合金組織設計の拠りどころの一つとして有効であろう。つぎにそのような例について述べる。

3. 加工熱処理による強化組織と特性

3.1 鋼のオースフォーム強化組織

通常合金鋼の焼入変態によつて得られる焼もどしマルテンサイトは、前述の記号を用いると (A_1) (A_2) (B_1) ($C_1 + C_2$) (D_{2f}) のように各種の素機構が強化にバランス良く組み合わせられて作用しており、高い強度を持つにもかかわらず延・靱性、疲れ特性ともに良好である。

しかし、さらに高強度でかつ耐破壊特性の優れた母相を微視組織で得ようとしても、すでに (B_1) の転位密度上昇には限度があり、(A) の固溶元素にも固溶限その他の制約がある。そこで、複合的な強化処理としての加工熱処理による複合的マイクロ組織の効果が着目される。

例えば、熱間工具用合金鋼等の過冷オーステナイトを、500°C での準安定域温度で加工し急冷する「オースフォーム処理」は、著しい強度の上昇が得られる一方延性、靱性を損なわない。これをマイクロ組織から解析すると、オースフォームした結果得られたマルテンサイト組織は、上述の強化機構に重畳する加工オーステナイトから受けついで加工硬化組織の強化因子 (C_2') とさらに附加的に微細析出による (D_{1-2f}) が組み合わされている。

この (C') は、強化によつて靱性を損なわない Table 1 における (C_1) に匹敵するものであることが筆者らによつて報告されている^{9)~11)}。

通常のマルテンサイトでは、旧オーステナイト境界による (C_1) はほとんど強度に寄与しないが、靱性には関係する。一方オースフォームマルテンサイトは、その炭素量および炭化物形成元素の質と量に依存して、オーステナイトの準安定域での加工硬化量を受け継いだ強化を示す^{9)~7)}。Fig. 1 は加工によるセル構造の微細化とマルテンサイトの硬化との対応を示す一例である。

この (C_1') の内容は Photo. 1 に示すようなマルテンサイト組織に重畳したセル組織によるものであり、セルの大きさの $-1/2$ 乗に比例して (C_1) と似た強化を示

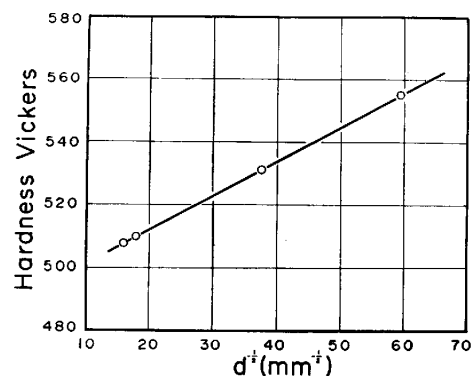


Fig. 1. Subgrain size dependency on hardness value of ausformed Fe-Mo-C alloy.

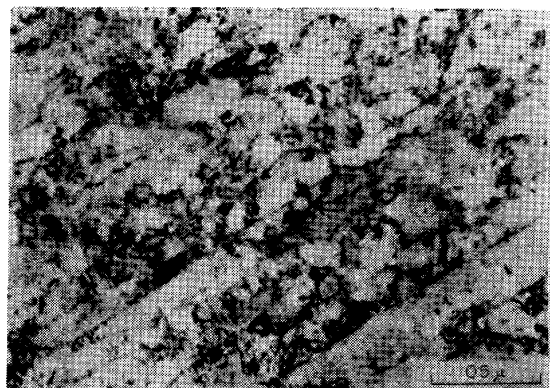


Photo. 1. Electron-micrograph of ausformed martensite superimposed with a cell-like substructure. (4%Mo-steel with 0.25% carbon)

す。このセル壁は加工オーステナイトから受け継いだ格子欠陥の集積した構造で、その内部には微細な析出炭化物を分散している。しかし、炭素を含まない鋼のオースフォームでは、析出炭化物の釘付け作用が無いため強化の受け継ぎは行われない。

3.2 その他の加工熱処理組織

(1) マルエージ型高合金鋼の加工熱処理

炭素を含まない置換型固溶元素による強力合金鋼、例えばマルエージ鋼においては、オーステナイト (γ) の塑性変形-再結晶による微細化を計つて延性・靱性を向上させる目的で加工熱処理を施す。

とくに、Co, Mo, Tiなどを多量に含み、280 kgf/mm²以上の超強力レベルで、マルエージ処理後、かなりの延性・靱性を得ようとする場合この加工熱処理は有効である¹²⁾。

この場合、 γ 結晶粒を5~4 μ まで微細化することによる効果 (C_1) は、高転位密度による強化因子 (B_1) や分散強化 (D_{2f}) を強く受けたマルテンサイト母相には、粒界強化としての効果が少ない。例えば、耐力に対する粒径 d の因子： $K_M \cdot d^{-1/2}$ の形の K_M の値はごく小さい。しかし超高強度の切り欠き強さ、破壊強さは延性の影響を受けるから γ 粒微細化の効果は明瞭に表れる。

(2) 低合金鋼焼もどし時の加工熱処理

機械構造用合金鋼等で、焼入れ焼もどし処理をして用いる場合、例えば650°C付近の焼もどしをする間に塑性変形を与えると、マイクロ組織を変貌させ強靱性を向上することができる¹³⁾。

通常の焼もどしでは、マルテンサイトの微細組織ラスは一つの束の中ではほとんど同一の方位を持っているが、加工熱処理を加えて焼もどしを行つたマルテンサイトは塑性変形と動的回復を起こしており、ラス束はセル状に分裂し、隣り合わせのセルはそれぞれ異なつた方位を持つ¹³⁾ 確率を増している。これは、焼もどしマルテンサイトに亜粒界による強化 (C_2) の因子がより強く作用し、強度と靱性に寄与している一つの例である。

(3) 安定オーステナイト域での加工熱処理組織

低合金鋼、非調質高張力鋼等において、約850°C以上での安定 γ 域温度における圧延、鍛造の熱間加工とその後の冷却 (処理) は、通常行われる製造プロセスである。しかしとくに γ の高温塑性変形に際し、動的ないし静的再結晶によつてもたらされる γ 結晶粒の微細化を意図して作業し、マイクロ組織から機械的特性の改良を計ろうとする場合は加工熱処理の手法の一つと呼ぶことができる。

とくに、オースフォームを低温のTMT (加工熱処理) とみてLTMTと呼ぶのに対して、高温で塑性加工して急冷する場合をHTMTと呼ぶことがある¹⁴⁾。HTMTによりマルテンサイトないしベイナイト組織を得る場合は、強度への影響よりは靱性の向上が主目的であ

る。

上述の制御圧延-冷却技術を適用するフェライト-(パーライト) 鋼では、安定 γ の加工熱処理により微細オーステナイト組織とし、それ以後の冷却変態によつて微細フェライトとする。粒界強化 (C_1) を主要因として強化されるので、低温靱性を確保する目的を達しやすく異方性が少ない。

さらに低温側での加工が行われる場合、 γ 粒は動的回復-再結晶を完了することができず、多くの面欠陥を内蔵したまま以後の冷却によつて多くのフェライト核を生成させ、微細なフェライト組織が得られる。この場合、保温処理を冷却と組み合わせ静的再結晶を計ることは異方性を少なくするに有効である。

(4) 変態中の加工熱処理組織

焼入性のあまり高くない低合金鋼の変態域温度における加工をアイソフォームと称して研究されたことがある¹⁴⁾。加工熱処理条件が適当に選ばれると、十分に回復した0.5 μ 程度の微細なフェライト亜粒構造と球状炭化物の析出分散した組織が得られ、(C_2) (D_2) のバランスのとれた強化と優れた靱性が得られる。より低い温度域でのアイソフォームでは回復不十分な転位密度の高いセル組織となり、強度の増加とともに延・靱性が著しく低下し異方性も強いものが得られる。

アイソフォームでは亜熱間加工中に等温的な変態を完了するように加工が行われるので、得られる組織は一般にフェライト亜粒と分散セメントイトの単一組織であるが、以下述べる近來の制御圧延・冷却技術においては、 γ からの加工と冷却の種々の組み合わせが用いられる。変態組織も母相 γ の加工履歴と冷却処理技術に応じて多様なものが利用される。

3.3 制御圧延-冷却組織の強化機構と特性

近年、設備の近代化と計測制御技術の発展にともなつて、鋼の熱間圧延と冷却のプロセスをその温度と加工度のスケジュールについて十分制御管理することが可能となつてきた。このことから、加工熱処理履歴にくふうを加え各種の変化に富んだマイクロ組織の鋼が熱間圧延加工とその後の冷却の結果として得られるようになった。後熱処理の省略によるエネルギー節約とコストの引き下げ等これによつて期待される効果は大きい。

非調質の高張力鋼の多くは、Nb, V, Ti等微量合金元素の添加と高温域加工熱処理によつて得られるポリゴナルフェライトの微細組織や、さらにSi, Mn, Cr, Mo等合金元素の調整添加と強制急冷処理 (accelerated cooling) によつて得られるアッシュケラーフェライトないしベイナイト組織等を基本としているが、さらに変態開始温度以下まで加工 (仕上げ) 温度を低めて $\gamma + \alpha$ 二相域圧延を加えることによつて極微細なフェライト粒にセル状下部組織等を持つた複雑な組織を得ることができる。

ここに、特殊元素を含まないSi-Mn軟鋼の制御圧延・

Table 2. Microstructures of Si-Mn mild steels obtained by controlled rolling and cooling processes and their characteristics.

Type	T_f Finishing temp.	Recrystallization* of γ , α	Cooling Process after rolling	Microstructure** after cooling	Strength σ_y , σ_B	Ductility δ , ϕ	Toughness (low temp.)	Fatigue
1	high $T_f > Ar_{3D}$	γ : recryst. well	air cool	α : polygo. (Widmanst. like) + P	0	0	0	0
1'	low $T_f > Ar_{3D}$	γ : recrystalliz.	air cool	α : fine & polygonal + P	+	0	+	+
2	$T_f \sim Ar_{3D}$	γ : recovery-incomplete recryst.	air cool	α : fine polygonal (mixed) + P	++	0-	++	+
2'	ditto	γ : recovery-incomplete recryst.	rapid cool	α : fine poly (inhomogen.) + M or B	(σ_B ++)	(δ +) (+)	(+)	(+)
3	ditto	γ : recovery-recryst.	short holding and rapid cool	α : fine (equiaxed) + M or B	(σ_B ++)	(+)	++	+
4	$Ar_{3D} > T_f > Ar_{1D}$	γ , α : dynamic recovery (recryst.)	controlled cooling	α : very fine with substr. + Cd, P	+++	-	+	++
4'	ditto	γ , α : dynamic recovery (recryst.)	short holding and rapid cool	α : very fine with substr. + M or B	(σ_B ++) (+)	(δ +) (+)	(++)	(+)
5	$T_f \sim Ar_{1D}$	γ , α : dynamic recovery	controlled cooling	α : subgrain structure + Carbide	(+++ +)	-	(++)	++

Remarks: * Recrystallization depends on alloying elements, especially on microalloying of Nb, Ti etc. if any.

** Microstructures depend on the starting temperature and pass schedule of rolling.

Sign + means favorable effect and - means unfavorable effect in the columns of properties.

Cd means carbide precipitates in this Table.

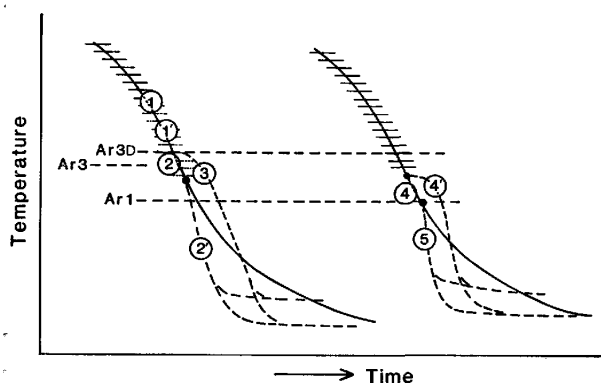


Fig. 2. A variety of temperature-time process curves of controlled rolling and cooling processes.

冷却 (以下 CRC と略す) による加工熱処理効果について、その主なものを類型化してマイクロ組織にしたがってまとめて示すと Table 2 のごとくなる。表中 Ar_{3D} 等下付き D は熱間加工変形の影響により冷却変態点 Ar の上昇したものを表している。Fig. 2 にその各過程を図示した。

表では、代表的な制御プロセスのタイプをそれぞれ圧延仕上げ温度 T_f と冷却工程の相違によつて 8 種類に分かち示した。それぞれのプロセス間には、冶金学的要因によつて * 欄に示したように変形と回復・再結晶の過程に差を生じる。これに異なつた冷却過程を組み合わせると、生成するマイクロ組織とその機械的特性に種々の変化が得られることを表はしている。

この CRC 技術に共通していることは、(i) 圧延前加熱温度は極力低くし、加工比を十分とつて γ 粒のより細粒化を計る、(ii) Nb, Ti 等の微量添加により γ 粒の再結晶成長を抑制し細粒生成を容易とする、等であつて、これらが強化に際して靱性のバランスを良くす

るために有効である。

得られるマイクロ組織においては、強化機構上フェライト粒 (ポリゴナル) の (C_1) ないし亜粒の下部組織構造による (C_2) を主体とする強化因子が作用して靱性に寄与し、また軟らかいフェライトと硬いマルテンサイト (ベイナイト) の複合組織 (二相 (Dual phase) 組織¹⁵⁾ ~¹⁷⁾) によつて延性 (張出し特性等の成型性) を高める目的に沿うものが得られる。

表に示した σ_y (降伏点), σ_B (引張強さ), δ (伸), ϕ (絞), 靱性, 疲れ特性等は普通圧延鋼を規準として比べ、変化の可能性を定性的な傾向として記号で表している。

動的変態点 Ar_{3D} 以下の温度での圧延量が多くなると、フェライト微細化による (C_1) 強化と下部組織の (C_2) 強化によつて著しい強化度が得られる。反面延・靱性の低下を補うため温度保持や冷却制御と圧延過程との関連によつて最適組織を得るための検討をしなければならない。

一般熱処理組織の焼もどしマルテンサイト、ベイナイトの場合も同様であるが、このように各種強化機構の重量によつて総合的に強化された場合、その靱性は脆性破壊破面が (擬) へき開的になる場合の「破面単位」の大きさによつて支配される¹⁸⁾¹⁹⁾。

概して、一つの破面単位は変態生成組織の {100} 面の近似方位微結晶群を通して (擬) へき開的に破壊することによつて生成される。変態組織によつて生来した針状フェライト、ベイナイト、セル状亜粒下部組織等のミクロ的な集合組織の構成ならびに析出分散する炭化物等粒子の形状と方位は靱性を大きく支配する¹⁹⁾²⁰⁾。

制御圧延の場合、とくに圧延による未再結晶 γ ないし Ar_{3D} 以下での圧延組織の変態の結果生成する亜粒フェライト群のミクロ的集合組織 (micro-texture) の挙動

ならびにそれぞれのサブ粒界の方位差に着目することが重要である。CRCの結果得られる亜粒構造については、できるだけ方位差が大きく、無秩序に分布することが高い強靱性を得るために望ましいと言えよう。

このように、CRC技術は非調質の熱延高張力鋼板の革新技術として発展しつつある。熱間圧延後に特別な熱処理を施すことなく、さらに高い強度と耐破壊特性、併せて成型性、溶接性等の良好な鋼の得られる可能性があり、さらに現用各種の機械構造用条鋼にも拡がりを見せつつある。今後の開発研究の上に、各種の合金元素が加工熱処理プロセスの動的回復・再結晶現象と後続変態挙動に及ぼす「機能と役割」がいつそう明らかにされてゆることが望まれる。

4. 鋼の疲れ強さとマイクロ組織

4.1 鋼の疲れ現象に与えるマイクロ組織的要因

鉄鋼材料が力学的構造部材として用いられるとき、応力の繰り返しによつて疲れ現象を生じ、これが累積すると破壊に至る。このような動的応力に応答して「耐える強さ」は耐破壊特性として多くの鋼の用途において第一義的な重要性を持つている。

疲れ現象は、前述のように電子顕微鏡オーダーのマイクロ組織の強化機構に大きく係わっている。フェライト系の軟らかい母相の組織をもつbcc構造の鋼においては、マイクロ組織の内部で繰り返し応力に応じて転位が往復運動をするとき、その非可逆的な挙動に由来して転位の堆積増殖を生じ、からみ合いが起こり、特有のセル壁を形成してセル構造組織を示す。

この結果、応力に対して歪みにくくなる、すなわち繰り返し加工硬化が生じる。一般には、セル壁の転位密度は高く、セル内部の密度は低い、典型的な疲れ下部組織を示すが、オーステナイトfcc相で積層欠陥エネルギーの低い材料の場合は比較的均整な転位分布となる。

単純な軟鉄フェライト材に比べて、各種の強化機構の作用した強力鋼においては、このような疲れ要因による内部的变化は、応力に対する歪み挙動が逆となる。すなわち、疲れ損傷によつて繰り返し軟化現象が現れる。この軟化損傷で評価したマイクロ強化機構の影響について総括すると、前掲Table 1に示したとおりである。とくに、粒界強化の場合侵入型固溶元素との相互作用が著しい点²¹⁾は微視的強化要因の疲れ特性に対する影響として注目される。

4.2 鋼の疲れ強さとマイクロ組織との関係

鋼の耐破壊特性としての疲れ強さ、耐久限度等はこのような微細組織的強化機構と並行して、光学顕微鏡オーダーのマイクロの組織要因によつて大きく影響を受ける。

疲れ耐久限度 σ_w については、古くから経験則として、引張強さ σ_B 、降伏強さ σ_Y との間に、次のような関係²²⁾

$$\sigma_w = (0.5 \sim 0.6) \sigma_B \dots, \sigma_w = 0.28(\sigma_B + \sigma_Y)$$

.....(1)
がフェライトパーライト、焼もどしマルテンサイト等の組織を持つ鋼に成り立つことが知られている。

σ_B, σ_Y については、フェライトパーライト鋼では²²⁾,

$$\sigma_B = 30 + 2.8(\text{Mn}\%) + 8.4(\text{Si}\%) + 0.7 d_F^{-1/2} + 0.4(f_p\%) \dots \dots \dots (2)$$

さらに複雑なマイクロ組織の場合、

$$\sigma_Y = \sigma_0 + K_1(C\% + N\%)^n + \sum K_s(C_s\%) + \alpha \rho^{1/2} + K_y d^{-1/2} + K_d \lambda^{-1} \dots \dots \dots (3)$$

ただし、 d_F はフェライト粒径、 f_p はパーライト量、 C_s は置換型固溶元素量、 ρ は転位密度、 λ は分散第2相の粒子間距離をそれぞれ示す。

これらは(1)式と組み合わせて粗い近似で σ_w の概略を知ることに用いられる。

上記の $K_1, K_s, \alpha, K_y, K_d$ 等のパラメータは、前述の侵入型固溶(A_2)、置換型固溶(A_1)、転位($B_{1,2}$)、粒界($C_{1,2}$)、粒子分散(D)等の強化因子に対応している。

しかし、疲れ強さではこのように考えた強化因子によつての正の要因のみを考えることはできない。前述のような疲れ損傷やき裂の伝ば特性に与える電子顕微鏡オーダーのマイクロ組織の影響以外に、主として介在物、混粒、偏析等光学顕微鏡組織オーダーのマイクロ欠陥の影響に着目する必要がある。

とくに強度の高い鋼の場合重要な鋼中介在物の影響について以下に若干詳述する。

介在物としては通常 5μ ていど以上の大きさをもつたものがミクロ的き裂の発生要因ならびに伝ば要因として重要である。

介在物としては、主として鋼の造塊時に生成分散あるいは混入した脱酸生成物、硫化物、特殊窒化物あるいはPb, Biなどの不固溶金属粒子等を言うが、さらにスラグ、耐火物等に由来する大型のスラグインクルージョンも含まれる。

軟質のフェライト母相に μ オーダーの微細な Al_2O_3 などの非金属介在物を分散した場合、一般に σ_Y, σ_B は分散強化機構によつて上昇し、 σ_w もこれに応じて強化される²³⁾。これは介在物の剛性、降伏強さが高くこれを取りかこむ鋼母相の塑性が高い場合には、容易に空隙等を生じないで繰り返し応力に耐えることができるからである。しかし光学顕微鏡オーダーで観察すると、疲れ現象によつて発生するミクロき裂の $1/3 \sim 1/2$ は介在物を起点として発生し、初期のき裂の伝ばも多くは介在物と関係を持つている²³⁾。

一方、各種の強化機構の重畳したマルテンサイト、ベイナイト等の強化組織の場合は、光学顕微鏡オーダーの不均質性の影響が大きく疲れ強さに表れてくる。例えば不完全焼入組織として多くのプロベニエティックフェライトを混じた焼入組織の場合、シャルピー衝撃値等の靱性

が低下することは知られているが、疲れ強さ-耐久限度の低下は強さ σ_B の低下以上にはなはだしく、 σ_w/σ_B 比は 0.5 以下となる²⁴⁾。これは硬・軟の不均質 (複合) 組織において軟質相が少量鋭利な形状で存在していると、ミクロ的応力集中効果が繰り返して塑性歪みを局部に与え激しい損傷効果をもたらすことによる。このような「cyclic な転位強化」機構は静的転位強化 (B_2) と同種類のものではなく、軟化による劣化に転じる可能性を持っている。

一方、介在物の場合、耐久限度のように比較的低い平均応力 (一般には σ_y 以下) が作用するとき、鋼は MnS, Pb などのような鋼より弾性定数の低い介在物との界面に応力集中が起こり、局部的な塑性変形の繰り返しによってその近傍に大きな損傷を受ける。介在物が 3μ 以下以下の微細なものではかなり強化された鋼でも疲れ損傷があまり広がりを持たないが、 6μ を超える大きさを持った介在物が存在すると、介在物近傍の鋼母相応力集中部に大きな繰り返し塑性歪みが起こり、局部的に損傷が進行して疲れき裂の発生にいたる。

また高強度の鋼母相の場合は介在物との界面や介在物自身の中にある不均質部などに剝離や割れが起こり、これを起点にして鋼中の近傍にき裂を導くようになる場合²⁵⁾²⁶⁾が多い。いずれも疲れき裂の発生を促進し、またき裂の伝ばを連結 (joining) の形で助けて疲れ破壊寿命を短くする要因として作用する。

鉄鋼材料の疲れ強さその他の耐破壊特性を向上させて優れた性能の製品を開発しようとする場合、近年、合金成分、熱処理加工のプロセスの選択に当たって微視構造的強化機構に基づいて特性向上への寄与を検討することが多く行われるようになった。

しかし、固溶強化についても成分の転位運動に及ぼす影響の他、規則格子化の傾向、双晶発生傾向などの挙動にも着目する必要がある¹⁾。また変態に及ぼす影響によって組織に種々の変化を与えるなど、単一の方式化によって予測した特性を精度よく得るにはなお今後の知識データの積み上げが必要である。また上述のように光学顕微鏡オーダーの組織要因による重要な修正を施すことが重要であり、これに関する冶金学的研究にも今後の成果が待たれる。

5. 鋼の被削性とミクロ組織

5.1 被削性の意義と冶金学的要因

材料の被加工特性のうち、被削性 (被切削性、被研削性を含む) は切りくずを生じる加工のしやすさを表すもので、ドイツ語の Zerspanbarkeit という術語はよくその内容を表している。

その加工の内容は、材料に強いせん断変形を伴う局部破壊を与えて材料の一部を切りくずとして取り去る作業が主体となつている。従つて、被削性の良いことは材料

の破壊に耐える機械的特性、強度・延性等の悪いことを意味するとも受けとれる。

被削性はまた鋼のミクロ構造・組織に極めて敏感な性質である。現在、工作機械の自動化高速度化、工具の進歩と並んで工作加工能率を高めるためには、被削材の被削性向上を計るための組織制御技術は欠かせないものである。

被削材としての鉄鋼材料はアルミニウム、真鍮等の非鉄材に比べて難削性であり、被削性向上のためにそのミクロ組織との関連を明らかにしてゆくことはつねに新しい命題となつてきた。従来切削現象については主として工作技術の立場から力学的見地による詳しい解析と研究が数多くなされてきたが、冶金学的見地に立つた基礎的研究は極めて少なかった。

被削性は切断条件と評価の観点によつて異なる多面的な評価のなされる特性である。これらは大まかにつぎの四つの項目に別けることができる。

(1) 切削工具の損耗による「寿命」 T を基準とした「切削能率」 (切削速度 V , 送り f 等): 工具の摩耗を支配する一つの大きな因子は 工具の接触面温度 θ で、高速度鋼で約 600°C , 超硬工具で $1000^\circ\sim 1100^\circ\text{C}$ である。

(2) 切削時に工具に作用する力、「切削抵抗」 F : 工具および被削材の変形量を左右し、仕上げ精度に影響を与える。

(3) 仕上げ面の「粗さ」ないし「精度」 (形状・寸法), 表面の「品質」 (integrity)。

(4) 切りくずの「処理性」: 排出する切りくずが一卷きていどに分断して自動排除に適していること。自動切削機の能率上不可欠の要因。

以上四つの被削性はそれぞれに被削材のミクロ組織要因によつて左右され、異なつた挙動を示すが、また相関して若干の共通性を示すことも多い。

鋼の被削性とその組成との関連を機械的 (力学的) 特性の見地からみると、強度の高い組織、靱性の高い組織は一般に被削性が劣る³⁾⁴⁾。しかし機構上 そうならない場合もある⁴⁾²⁷⁾²⁸⁾。低炭素の軟鋼の例をとると、フェライト-極軟鋼よりは $C=0.15\%$ 程度のフェライト-パーライト鋼 (パーライト比率 $\sim 20\%$) の方が上記 (1)~(4) の旋削時の被削性は一般に良好であり、さらに炭素量を増すと (1) に対して負の要因が強くなる。極軟鋼でも冷間加工によつて降伏比、硬度を上げると被削性は一般に改善される。また、(2) の抵抗は硬度とともに減少する場合も多い²⁷⁾²⁸⁾。

ミクロの強化機構のところでも述べた強靱性の高い焼もどしマルテンサイト組織は、一般に (1)~(4) の被削性ともに劣つている。不完全焼入組織あるいは、 A_3 - A_1 の 2 相域から焼入れたフェライト-マルテンサイト (ベイナイト) 組織など複合組織は被削性の点からは優れた特

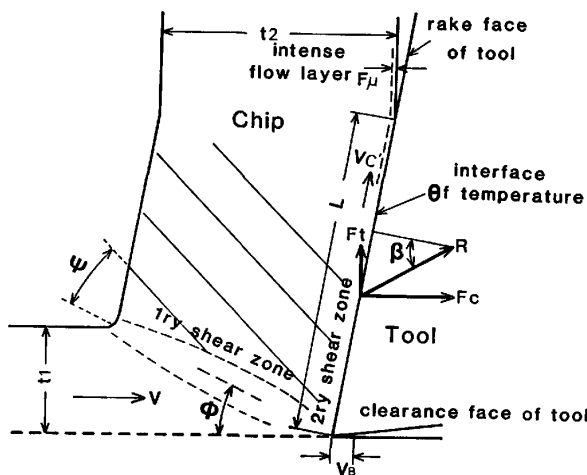


Fig. 3. Geometrical feature of orthogonally cutting steel with tool.

性を持つ²⁹⁾ことが多く、とくに後者の例では(4)の処理性 (chip disposability) が著しく優れており、熱処理を省略した CRC 鋼で得られる点に着目する必要がある。

このように被削性にとって大きな要因となるものに μ オーダー以上の組織がある。介在物ならびにミクロの偏析、不均質性は母相のサブミクロンの組織要因以上に大きく被削性を左右する場合がある。

以下、切削の力学的機構と関連してこれらの組織要因がどう関連するかということについて述べる。

5.2 切削現象の局部的機構とマイクロ組織

切削の2次元モデル (orthogonal cutting model) については多くの解説がある³⁰⁾ のでここでは略述するが、一応の切削機構を考える依りどころを与える。

Fig. 3 は鋼を約 100 m/min 以上の速度で削るとき一般的な様相であるが、一次せん断域では被削材は漸次強いせん断変形を受けて厚み t_2 の切りくずを形成する。このとき工具すくい面に強く押しつけられるので切りくず裏面近傍は著しい流動的せん断変形を受け (secondary shear flow) ながら工具面上を擦過してゆく。この二つのせん断挙動は鋼の場合、連続流れ型の切りくず生成機構となるために比較的単純化して考えやすい。せん断角 ϕ および摩擦角 β 、変形角 ψ 等は被削性のパラメータとして重要な意味を持つ。

従来力学的モデルでは被削材をマクロ的に連続体と考え、せん断面上に一定の降伏せん断応力を与えて解析した。しかし、材料のマイクロ組織と切削挙動を詳細に観察すると、単一面でのせん断、均一組織の切りくずという仮定での力学的関係式では解釈できない事象が多いことがわかる。

まず一次せん断域の広がりには平均せん断角 ϕ と密接な関係を持ち、鋼のマイクロ組織に関連した塑性挙動によって左右される。例えば、フェライトパーライト鋼では、まず軟らかいフェライトが主に流動変形しつつ加工硬化

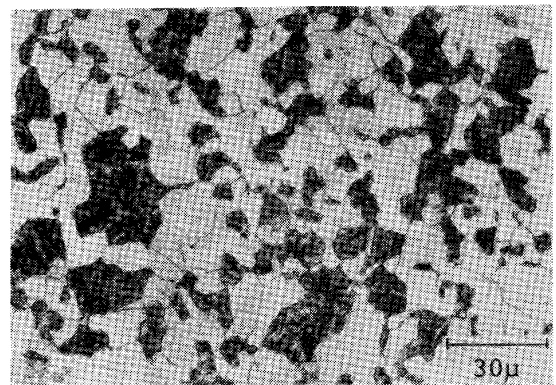


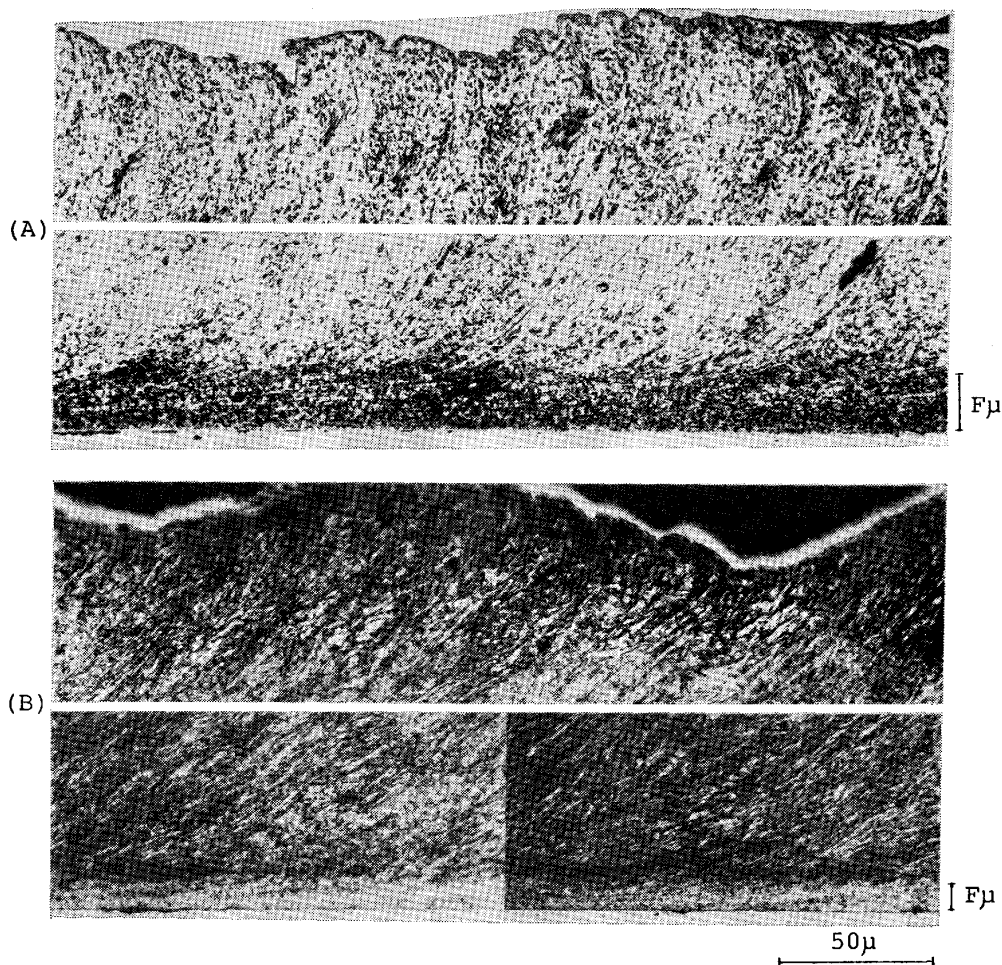
Photo. 2. Ferritic-martensitic structure of a Cr-Mo case hardening steel.

し、ある硬化を経て島状パーライト側にも変形が分担されるようになってともに変形移動する。島状パーライトは初期には応力集中源としてフェライトの流動 (早期硬化) を助けていると考えられる。このようにして、適量 (~20%) の島状パーライトを含むフェライトパーライト鋼はせん断域が比較的せまく、フェライト極軟鋼より高い ϕ せん断角を持つて良い被削性が得られると解釈される。

この考えをさらに発展させると、フェライト-マルテンサイト (ベイナイト) のような二相複合組織鋼で硬度は高くなるが切削抵抗は低く、被削性に種々の利点のあるものが得られる²⁹⁾。Photo. 2 は Cr-Mo 肌焼鋼を A_3 - A_1 変態点中間域から急冷してフェライト-マルテンサイト複合組織としたものを示す。この鋼の切削時せん断域でのフェライトの変形は極めて変形しにくいマルテンサイトの混在により拘束を受け、上述のように高いせん断角 ϕ を保つて低い切削抵抗を与えるようになる。またせん断変形部では局部的にマイクロき裂の発生が容易となり、生成切りくずの延性を低下させて切りくず処理性を高めることが確かめられている²⁹⁾。

一方、二次せん断域の流動層 (flow layer: $F\mu$) は被削部が強い圧力のもとに工具面上を擦過するときの摩擦抵抗により強いせん断的流動変形をする部分で、工具近傍の数 μ ~十数 μ の薄い層が集中変形によって擬断熱的に昇温し、この狭い部分に塑性流動が集中する。この層内のマイクロ組織を観察すると、変態に伴う変質硬化と微細炭化物の固溶化等がみられる。転位や微細組織等の機構により常温で強化された組織を持つ鋼は、層内の昇温による軟化の度合が著しく、相対的にせん断変形抵抗の低い部分に流れが集中した薄層を形成する。

フェライト-球状セメンタイト、フェライト-パーライト、焼もどしマルテンサイトの順に、硬度 HV が 150 から 290 の範囲で順次硬いマイクロ組織を持つ鋼を削つてゆくと、流動層 $F\mu$ の厚みは 18μ から 8μ へと薄くなる。硬度 (強度) の上昇は $F\mu$ の低下となり、これは工具-切りくず接触長さ L の低下と直線的相関があ



(A) : spheroidized $F\mu=18\mu$, (B) : quench-tempered $F\mu=9\mu$

Photo. 3. Microstructures of machined chips, upper surfaces and back faces, of two differently heat-treated Cr-Mo steel samples.

る²⁷⁾²⁸⁾。高硬度の鋼では従つてみかけの摩擦抵抗、摩擦角 β は低い値を示し、これに対応して切りくずせん断角 ϕ は高い値となる。Photo. 3 は切りくずの様相の一例を示す。

このように、被削性を代表する諸パラメータはマイクロ組織、微視的塑性挙動と密接に関連して解析することができる。

切削速度が 60 m/min 以下と低い領域の切削では、工具の先端部に被削鋼の構成刃先 (built-up edge; BUE) が付着した形で流れ形切削が行われるようになる。これは加工硬化と動的歪み時効により $HV \geq 500$ と硬化した鋼構成物で、直接被削材の流動変形部と接触してせん断域の形成に関与する³⁾。

BUE を形成する鋼のマイクロ組織、成分は BUE の幾何学的形状、付着形成の安定性などの性状に影響を与え、低速切削の被削性を大きく左右する。

5.3 被削性と介在物

以上に述べた鋼母相組織による影響のほか、鋼中の介在物が被削性に及ぼす影響は著しいものがある。被削性

との関連において介在物はつぎの三種類に大別できる。

(a) 工具の摩耗にアブレシブな役割をする耐火性硬質の介在物: Al_2O_3 , SiO_2 , Cr_2O_3 , TiN 等。

(b) 可塑性(とくに昇温時)の著しい介在物: MnS, MnSe, MnTe, Pb, Bi 等。

(c) 高温で適当な可塑性、粘性を有する酸化物系介在物: CaO を含むシリケート, Mn チタネート等 (ほぼ融点 1400~1550°C)。

ここで、鋼の被削性の改善ないし新しい快削性能の開発ということを目指す場合、(a)の有害な介在物は極力減少させ、(b)、(c)の快削性能を与える介在物を鋼の加工および最終使用用途に適した特性が得られるように選択することになる。

これらの介在物の鋼に対する快削性能付与の機構については 5.2 に述べたミクロ的機構に関連して説明されるが、詳細は別報³⁾³⁰⁾に述べた。大別して S 系, Pb 系, 酸化物系それぞれに有効な切削条件、工具の種類があり、(1)~(4)の被削性に対する効果が異なっている。従つて切削加工上の利点を生かす最適化の検討が必要で

ある。

一方、前章までに述べたように、鋼の耐破壊特性は介在物の性状、分布によつて大きく支配される。従つて被削性を向上ししかも使用用途の要求を充たすために、それぞれの特性とマイクロ組織との関係についての多くの知識が総合され材料設計の面に役立てれば優れた性能を見出してゆくもとならう。

6. 結 言

鋼の力学的特性、とくに破壊に耐える諸特性ならびに切削加工特性について考察し、著者等の研究、知見を中心にマイクロ組織との関連について若干詳しい検討を加え総括を行つた。今後鋼の新しい性能を開発する上で、これらのマイクロ組織的機構に関する知識に基づいて諸特性の改良設計が行われることが望まれる。

文 献

- 1) 荒木 透: 日本金属学会報, 16 (1976), p. 610
- 2) 荒木 透: 日本金属学会報, 17 (1977), p. 711
- 3) 荒木 透, 山本重男: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 1912
- 4) 荒木 透: 日本金属学会報, 17 (1977), p. 94
- 5) 荒木 透, 難波明彦, 青木孝夫: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 1501
- 6) G. LÜTJERING, E. HORNBÖGEN: Z. Metallkd, 59 (1968), p. 29
- 7) G. HAHN, A. ROSENFELD: Trans. Met. Soc. AIME, 239 (1967), p. 668
- 8) T. ARAKI, S. WATANABE, and H. MIYAJI: Proc. Int. CSMA-I, Trans. JIM, 9 (1968), p. 111
- 9) 渡辺 敏, 荒木 透, 宮地博文: 鉄と鋼, 55 (1969), p. 797
- 10) 荒木 透, 渡辺 敏, 宮地博文: 「鋼の強靱性」国際シンポジウム(京都)(1971), p. 171
- 11) G. VENKATARAMAN and A.K. MALLIK: Trans. ISIJ, 13 (1973), p. 172
- 12) 宗木政一, 河部義邦, 中沢興二, 谷治治男: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 605
- 13) 荒木 透, 渡辺 敏, 佐川竜平, 辛 政教: 東京大学工学部紀要, A-11 (1973), p. 56
- 14) M.J. MAY and D.J. LATHAM: 「鋼の強靱性」国際シンポジウム(京都)(1971), p.157, p. 358
- 15) 田中智夫: 日本金属学会報, 17 (1978), p. 104
- 16) 高橋政司, 国重和俊, 岡本篤樹: 日本金属学会報, 19 (1980), p. 10
- 17) 古川 敬, 森川博文, 遠藤道雄: 鉄と鋼, 65 (1979), A189
- 18) 松田昭一, 井上 泰, 三村 宏, 岡村義弘: 「鋼の強靱性」国際シンポジウム(京都)(1971), p.47
- 19) 邦武立郎, 寺崎富久長, 大森靖也, 大谷泰夫: 同上, p. 83
- 20) 中島宏興, 荒木 透: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 3119
- 21) 堀部 進, 佐川竜平, 藤田利夫, 荒木 透: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 274
- 22) F.B. PICKERING: Int. Symp., Kyoto (Amax) (1971), p. 9
- 23) 角田方衛, 内山 郁, 荒木 透: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 298, p. 335
- 24) 青木孝夫, 金尾正雄, 荒木 透: 鉄と鋼, 55 (1969), S199
- 25) 荒木 透, 石滋 宜, 佐川竜平: 同上, 56 (1970), p. 1737; 57 (1971), p. 2042
- 26) T. SHIH and T. ARAKI: Trans. ISIJ, 13 (1973), p. 11
- 27) T. ARAKI, S. YAMAMOTO: Proc. Int. Symp. Influence of Metallurgy on Machinability, Tokyo (1977), p. 483
- 28) 山本重男, 荒木 透: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 408
- 29) S. YAMAMOTO, T. ARAKI, and H. NAKAJIMA: Trans. ISIJ, 21 (1981), B 150
- 30) 荒木 透, 山本重男: 精密機械, 42 (1976), p. 68