

論 文

UDC 621.791.053 : 669.14.018.295 : 539.4.015.1 : 669.112.227.34

溶接構造用高張力鋼の溶接熱影響部の靱性に及ぼす
島状マルテンサイトの影響*

笠松 裕**・高嶋 修嗣***・細谷 隆司***

Influence of Martensite-Austenite Constituent on Toughness of
Heat-Affected Zone of High-Strength Weldable Structural Steels

Yutaka KASAMATSU, Syuzi TAKASHIMA, and Takashi HOSOYA

Synopsis:

A study has been made of the cause of heat-affected zone (HAZ) embrittlement from the metallurgical point of view. The special emphasis has been placed on the clarification of the role of martensite-austenite (M-A) constituent. A synthetic weld-thermal-cycle technique has been applied to various high-strength steels in order to simulate the coarse-grained HAZ over a wide range of welding heat input/cooling time.

In each steel, an initial increase in cooling time results in a microstructure change from martensite to a mixed structure of martensite and lower bainite, which lead to an increase in HAZ toughness. Further increase in cooling time causes microstructure to change from the mixed structure to upper bainite, which is accompanied with a marked degradation in HAZ toughness.

A close correlation is found between HAZ toughness and the amount of M-A constituent, whereas the effect of austenite grain size or fracture facet size is only capable of explaining less than 30 percent of loss in HAZ toughness. The deteriorating effect of the constituent is evaluated to be 8°C/volume percent of M-A constituent in terms of V-notch Charpy FATT.

Characteristics of an extremely low carbon steel have also been examined with satisfactory results due to its minimized tendency to the formation of M-A constituent.

1. 緒 言

高張力鋼に大入熱溶接を施すと、一般にその熱影響部 (HAZ) の靱性が劣化することは周知の事実である。この HAZ の靱性劣化を防止するために、従来より、種々の研究が行われてきた¹⁾。特に最近では、溶接施工の高効率化と溶接継手部の安全性の向上という見地から、大入熱溶接 HAZ の靱性改善が、より重要な技術的課題となっており、その研究は一層盛んになってきている。

この分野におけるこれまでの研究成果によると、大入熱溶接 HAZ の靱性の劣化は、一般には、オーステナイト(γ)粒の粗大化²⁾³⁾、上部ベイナイト(UB)の生成¹⁾、破面単位やフェライトラス幅の増大²⁾、セメントタイトの析出形態の違い²⁾、あるいは、島状マルテンサイトの生成¹⁾⁴⁾などによるものと考えられている。しかし、高張力鋼の HAZ のもつとも支配的な脆化因子については、いまだ、解明されるまでにはいたっていないのが実情であ

る。

本研究は、この支配的な脆化因子の解明を目的として、市販の 50~100kg/mm² 級の高張力鋼を用い、溶接入熱量の増加にともなう HAZ の脆化挙動を、 γ 粒の粗大化、破面単位の増大、 γ 粒内微視組織の変化との対応において調査するとともに、HAZ の靱性に及ぼす島状マルテンサイトの影響、さらには、極低 C 鋼の島状マルテンサイトの生成挙動について調査したものである。

2. 実験方法

2.1 再現熱サイクル試料の衝撃試験

供試鋼として市販の引張強さ 50~100kg/mm² 級の高張力鋼を用いた。その化学組成を Table 1 に示す。これらの供試鋼について、溶接入熱量の増加にともなう溶接ボンド近傍の HAZ の脆化挙動を、つぎの方法によつて調査した。まず、各供試鋼より採取した 16 ϕ × 55 mm の丸棒試験片に、誘導加熱型再現熱サイクル装置によ

* 昭和 53 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 53 年 10 月 16 日受付 (Received Oct. 16, 1978)

** (株)神戸製鋼所加古川製鉄所 工博 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd.)

*** (株)神戸製鋼所加古川製鉄所 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd., 1 Kanazawa-cho Kakogawa 675-01)

Table 1. Chemical composition of steels (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Al	B	Ceq.*
HT-50	0.14	0.30	1.38	0.016	0.008	-	-	-	-	-	0.033	-	0.383
HT-60	0.11	0.24	1.22	0.008	0.007	0.20	0.45	0.14	0.13	0.04	0.035	-	0.398
HT-80	0.12	0.23	0.84	0.014	0.005	0.25	0.96	0.59	0.39	0.04	0.060	0.0012	0.513
HT-100(A)	0.10	0.28	1.01	0.010	0.003	0.25	3.32	0.58	0.43	0.06	0.037	-	0.591
HT-100(B)	0.09	0.26	0.60	0.008	0.003	0.25	4.91	0.49	0.42	0.06	0.040	-	0.531

$$* \text{ Ceq.} = \text{C} + 1/24\text{Si} + 1/6\text{Mn} + 1/40\text{Ni} + 1/5\text{Cr} + 1/4\text{Mo} + 1/14\text{V}$$

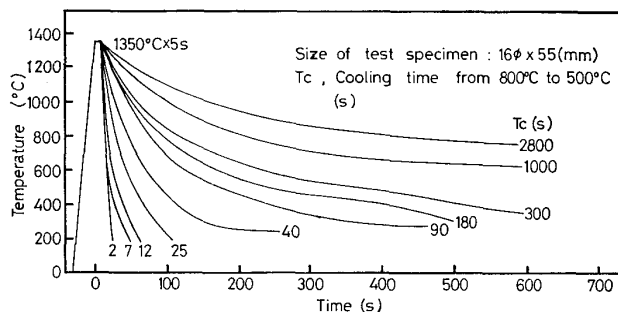


Fig. 1. Synthetic welding thermal cycle.

り, Fig. 1に示した熱サイクルを付与した. これらの熱サイクルは, 最高加熱温度 1350°C, 保持時間 5s の条件下で, 800~500°C 間の冷却時間 (T_c) を 2~2800s の範囲で変化させたものである. これらの再現熱サイクル試験片からハーフサイズ (5×10×55mm) の 2mmV ノッチシャルピ衝撃試験片を採取し, 遷移曲線を求め, 破面遷移温度 ($\sqrt{T_{rs}}$) を靱性の指標とした.

また, 一部の鋼種については, つぎのような特殊な熱サイクルを付与し, HAZ の靱性に及ぼす γ 粒度, 破面単位および γ 粒内微視組織の影響をそれぞれ単独に把握した. すなわち, γ 粒度と破面単位の影響を調査するにあたっては, 最高加熱温度 1350°C における加熱時間を, 1, 5 および 100s と変化させた後, 一定の T_c (90s) で冷却した. また, γ 粒内微視組織の影響を調査するため, 最高加熱温度 1350°C から 1100°C までの熱履歴を同一とし, γ 粒を ASTM GS No. 2.5 のほぼ一定値に調整した後, 種々の T_c で冷却した.

2.2 微視組織の観察および測定

再現熱サイクル試験片を 3% ナイタルで腐食し, その組織を 400 倍で観察した. また, γ 粒度はピクリン酸飽和水溶液+表面活性剤を用いて粒界を現出させ, 切片法によつて求めた. 島状マルテンサイトについては, まず, 1000 倍の光学顕微鏡写真を撮影し, これを画像解

析装置を用いることによつて, その生成数, 大きさ, 生成量 (面積率) を求めた. ここで, 島状マルテンサイトの大きさは, これと等しい面積を有する円の直径とした. また, 破面単位は, 約 80% の脆性破面率を有する試験片の破面を 走査型電子顕微鏡によつて観察し, heavy tear line の平均間隔として求めた.

3. 実験結果および考察

3.1 HAZ の靱性と微視組織の対応

溶接入熱量の増加にともなう各種鋼種の HAZ の靱性の変化を Fig. 2 に示す. 図中には, 各プロットの光学顕微鏡組織名称を記号で示す* とともに, 横軸には, T_c のほかに, 板厚を 25mm, 予熱バス間温度を 150°C と想定した場合の溶接入熱量⁵⁾ の目盛も併記した.

この図から明らかなように, T_c の増加にともなう $\sqrt{T_{rs}}$ の変化は, 鋼種によつて著しく異なっている. すなわ

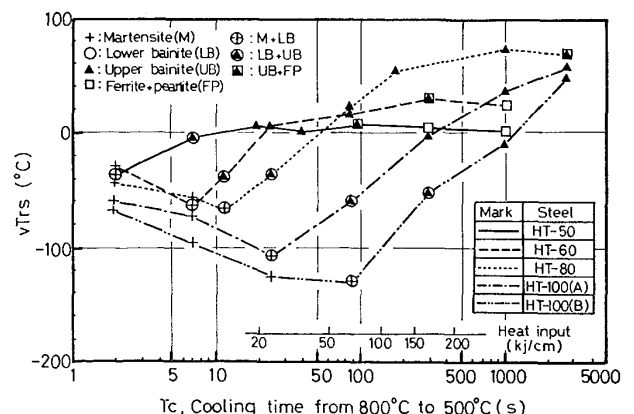


Fig. 2. Variation of notch toughness and micro-structure with cooling time in simulated HAZ.

* フェライトラス境界に炭化物あるいは後述する島状マルテンサイトが生成しているものを UB とし, フェライトラス境界にこれらが生成していない微細なベイナイト組織を LB とした.

ち、HT-50の場合、 T_c の増加につれて $\sqrt{T_{rs}}$ は上昇し、その後ほぼ一定値となる。これに対し、HT-60~HT-100(B)の場合、 $\sqrt{T_{rs}}$ はいつたん低下し、最小値を示した後急激に上昇する。そして、HT-60~HT-80の $\sqrt{T_{rs}}$ はその後一定の値となるが、HT-100(A)およびHT-100(B)のそれは、さらに上昇し続ける傾向を示す。最低の $\sqrt{T_{rs}}$ を示す点は、合金元素量が多くなるにつれて低温かつ長時間側に移動している。

上述したように、 T_c の増加にとまらぬ $\sqrt{T_{rs}}$ の変化は、一見統一性を欠くように見えるが、これらのデータを組織と $\sqrt{T_{rs}}$ という観点に立つて再整理してみるとFig. 3のようになり、これまで不規則にみえた現象が、鋼種によらず一つの系統的な傾向を示すようになる。すなわち、HAZの靱性の変化は大別すると、基本的には以下の3つの領域からなることがわかる。

領域Ⅰ：組織がマルテンサイト(M)からM+下部ベイナイト(LB)に変化する場合、 $\sqrt{T_{rs}}$ は低温側に移行する。

領域Ⅱ：M+LBからUBに変化する場合、 $\sqrt{T_{rs}}$ は急激に高温側に移行し、その脆化量は鋼種によって著しく異なる。

領域Ⅲ：UBからフェライト+パーライト(FP)に変化する場合、 $\sqrt{T_{rs}}$ はほとんど変化しないか、わずかに減少する。

T_c に対する靱性のこのような変化は、これまで60~80 kg/mm²級高張力鋼において認められている傾向⁶⁾と全く同一であり、この依存性は、低炭素鋼の普遍的なパターンであると考えられる。

ところで、Ⅰの領域の靱性変化については、邦武ら⁶⁾が破面単位による説明を与えたが、これは現在広く受け入れられている。しかし、ⅡとⅢの領域については、そ

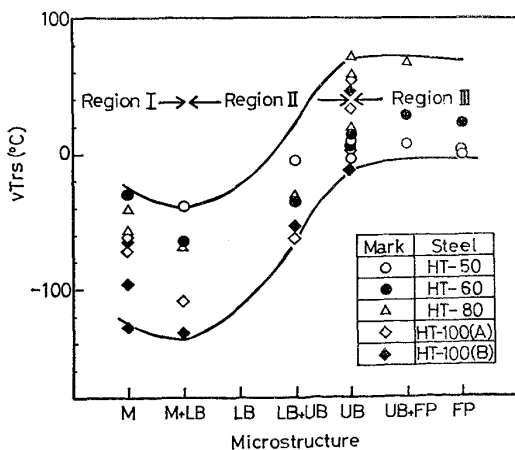


Fig. 3. Variation of simulated HAZ toughness caused by microstructural change.

の靱性は、破面単位^{2)6)~8)}、フェライトラス幅²⁾、炭化物の析出形態²⁾⁷⁾、島状マルテンサイトの生成¹⁾⁴⁾などに影響されているようであるが、いまだ定説はない。

前述したように、Ⅱの領域では靱性の劣化がきわめて大きく、しかも、その程度が鋼種によつて著しく異なっている。そして、特に60~100kg/mm²級高張力鋼においては、この領域が実用の溶接入熱量の範囲に相当するため、この領域の脆化現象を基本的に理解することは、実用的にも非常に重要である。したがって、以下においては、Ⅱの領域に着目し、広範な鋼種のHAZの靱性を、一元的に支配している因子を探究してみた。

3.2 靱性に対する γ 粒度および破面単位の寄与

周知のごとく、 γ 粒は溶接入熱量の増加にとまらぬ粗大化する。そして、 γ 粒の粗大化は鋼材の脆化の重要な原因の1つであるので²⁾³⁾⁶⁾⁸⁾⁹⁾、本節では、この因子がどの程度靱性に寄与しているかを論ずる。また、破面単位による整理も、靱性の解釈に有力であることが明らかにされているので^{2)6)~8)}、これについても同時に調査した。

Fig. 4はⅡの領域の $\sqrt{T_{rs}}$ と γ 粒度との関係を示したものである。いずれの鋼種においても、 γ 粒の粗大化にとまらぬ $\sqrt{T_{rs}}$ は上昇しているが、両者の間には、従来報告されているような直線関係⁸⁾は認められない。特に細粒側に着目してみると、いずれの鋼種でも、 $\sqrt{T_{rs}}$ の γ 粒度依存性は、ASTM粒度番号当り100°C以上にも達し、従来報告されている値2~15°C/ASTM GS No. ²⁾⁶⁾⁸⁾⁹⁾から大きくかけ離れている。したがって、 T_c の増加にとまらぬ脆化の原因を単に γ 粒の粗大化のみに求めることは無理のようである。

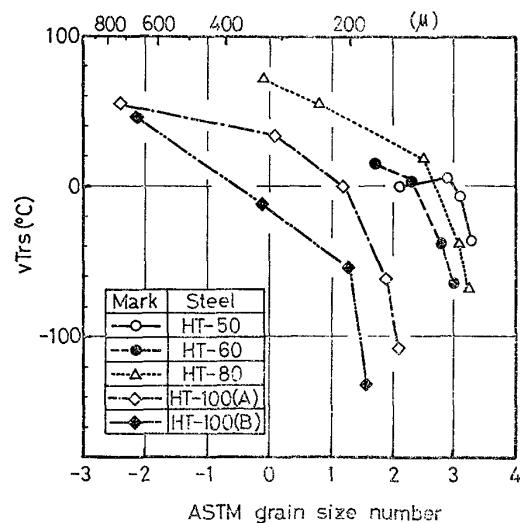


Fig. 4. Relationship between ASTM grain size and simulated HAZ toughness.

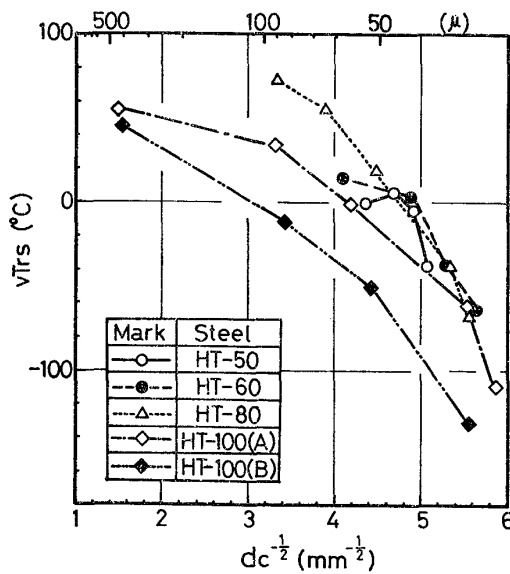


Fig. 5. Relationship between fracture facet size and simulated HAZ toughness.

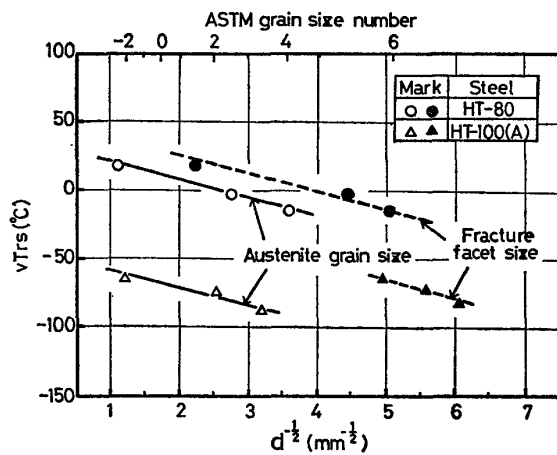


Fig. 6. Influence of austenite grain size and fracture facet size on simulated HAZ toughness at a constant cooling time ($T_c=90$ s).

つぎに、破面単位と $\sqrt{vT_{rs}}$ との関係を Fig. 5 に示す。両者の関係を、かなりばらつき大きい直線関係で近似することが必ずしも不可能というわけではない。しかしながら、いずれの鋼種でも例外なく、各プロットが上に凸の曲線にのっていることを考えれば、両者の間に従来いわれているような直線関係^{2)6)~8)}が成立しているとの見方は、いささか不自然であるといわなければならない。したがって、 γ 粒度の場合と同様に、破面単位のみによる解釈も成立しないようである。そこで、これらの2つの因子の寄与についてさらに詳しい検討を加えた。

Fig. 6 は、靱性に及ぼす γ 粒度および破面単位の影響を、それぞれ単独に把握するために行った実験の結果

を示している。すなわち、HT-80 と HT-100(A) について、種々の γ 粒度を与えた後、 γ 粒以外の因子の影響が介入しないように、一定の $T_c(90$ s) で冷却した試料における $\sqrt{vT_{rs}}$ を、 γ 粒度および破面単位に対してプロットしたものである。図から明らかのように、いずれの鋼種の場合も、 $\sqrt{vT_{rs}}$ と γ 粒度および破面単位との間には、ほぼ同一こう配の直線関係が存在し、これらの関係は次式によつて表わすことができる。

$$\sqrt{vT_{rs}} = -13d^{-1/2} + K \dots \dots \dots (1)$$

ただし、 d : γ 粒度あるいは破面単位

K : 定数

ここで求めた $\sqrt{vT_{rs}}$ の γ 粒度依存性は、約 $5^\circ\text{C}/\text{ASTM GS No.}$ であり、この値は先に示した従来の範囲内ではやや小さい側にある。また、 $\sqrt{vT_{rs}}$ の破面単位依存性は約 $13^\circ\text{C}/d^{-1/2}$ であり、 γ 粒度依存性の場合と同様に、この値も従来報告されている破面単位依存性、すなわち $10\sim 25^\circ\text{C}/d^{-1/2}$ の範囲内ではやや小さい側にある^{2)6)~8)}。

つぎに、ここで求めたこれらの数値を用いて、II の領域における脆化に対する γ 粒度および破面単位の寄与を定量化した。Fig. 7 は、最低の $\sqrt{vT_{rs}}$ を示す T_c 、いい換えれば、微視組織が M+LB となる T_c に対応する試料の $\sqrt{vT_{rs}}$ および γ 粒度を基準にとり、各 T_c における γ 粒度とこの基準 γ 粒度との差に相当する $\sqrt{vT_{rs}}$ の上昇量を計算によつて求め、これと実際に観測された

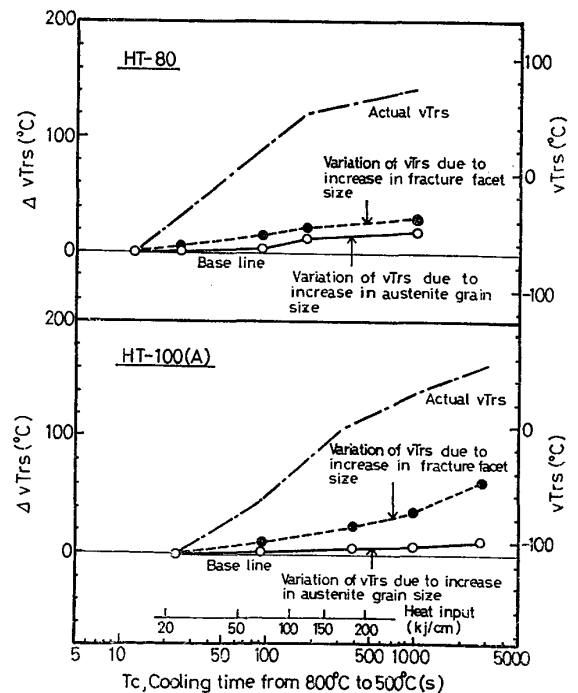


Fig. 7. Quantification of the contribution of austenite grain size and fracture facet size to simulated HAZ embrittlement in "Region II".

Fig. 2 の脆化量を対比して示したものである。また、破面単位の寄与についても、同様の方法で示した。この図から明らかなように、 γ 粒の粗大化あるいは破面単位の増大は、IIの領域における脆化の内、たかだか30%程度を説明しうるにすぎない。したがって、これらの鋼種では、 T_c の増加にともなう脆化に対し、結晶粒度的な要素は、従来漠然と想像されていたほどには大きくないようである。これが事実であるとすれば、かりにIIの領域で、 γ 粒度を一定に保ちつつ、 T_c を増加させた場合、かなり大きい脆化が生起しなければならないことになる。そこで、つぎに、この点についての検討を行った。

Fig. 8 は、同一 γ 粒度を与えた後、 T_c のみを変化させた再現熱サイクル試験片を用いて、靱性の冷却速度依存性を調査した結果である。この実験で、 γ 粒度番号は目標値 ± 0.6 の範囲の一定値とすることができたにもかかわらず、破面単位は T_c とともに変化した。そこで、図中には、Fig. 7と同様に、破面単位の増大による $\sqrt{T_{rs}}$ の上昇量もプロットしたが、この計算において、 $\Delta\sqrt{T_{rs}}/Ad^{-1/2}$ として、本結果ならびに従来低炭素鋼で得られている値²⁾⁶⁾⁸⁾を用いた。図から明らかなように、 γ 粒の粗大化をとまなわない場合でも、 $\sqrt{T_{rs}}$ は T_c の増加につれて、前掲のFig. 2やFig. 7に示した場合と同様に急激に上昇する。これは、靱性に及ぼす γ 粒の影響は小さく、靱性を支配する別の因子が存在することを示唆

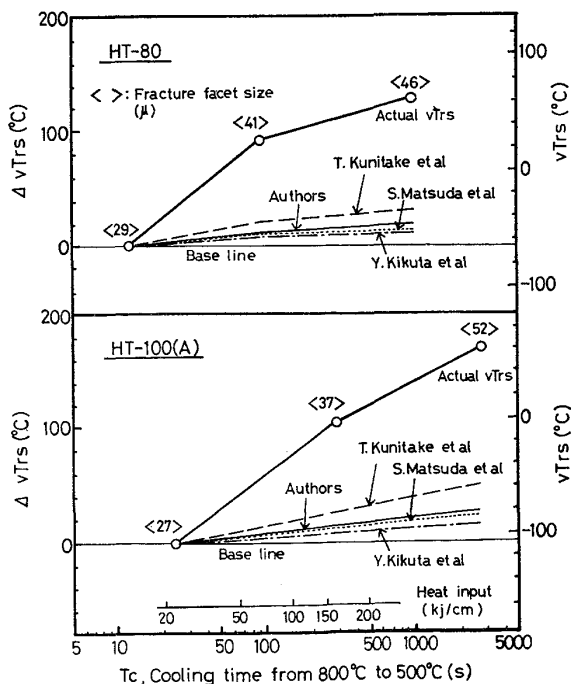


Fig. 8. Quantification of contribution of fracture facet size to simulated HAZ embrittlement in "Region II" at a given austenite grain size. (ASTM GS No. 2.5)

している。また、破面単位の増大による $\sqrt{T_{rs}}$ の上昇量は、いずれの研究者の $\sqrt{T_{rs}}$ の破面単位依存性を用いても、前掲のFig. 7の場合とほぼ同程度であり、その寄与は実際の脆化量の30%未満である。

以上述べたように、 γ 粒度や破面単位といった結晶粒度的な概念は、IIの領域における靱性を支配している主たる因子ではなく、これとは別の大きな靱性支配因子が存在するはずである。

3.3 旧 γ 粒内組織の寄与

3.3.1 UBの生成にともなう脆化

前節において、IIの領域の脆化に対する γ 粒度あるいは破面単位の寄与を求め、これらは第一義的な脆化因子ではないことを述べた。このことは、IIの領域の脆化に関しては、粒内脆化や粒界脆化にその主原因を求めるべきであることを意味している。しかし、本実験の破面観察では、粒界破壊の形跡は全く認められなかつた。したがって、ここでは、この領域における靱性劣化の現象を γ 粒内の脆化という観点から調査した。

IIの領域の脆化が、鋼種にかかわらず、組織がM+LBからUBに変化する際に起こるという事実は、その脆化がUBの生成そのものに起因していることを暗示している。しかし、Table 2に示すように、組織が0%UB、すなわち、M+LBから100%UBに変化する際の $\sqrt{T_{rs}}$ の上昇量を比較すると、この値は合金元素量の多い鋼種ほど大きくなっている。したがって、この鋼種間の脆化量の差異は、単にUBの生成量のみでは説明することはできない。この鋼種間による脆化量の差の原因を把握することは、UB脆化の本質を究明する上できわめて重要である。

3.3.2 各鋼種のUBの特徴

IIの領域の脆化に対するUBの寄与が、鋼種によつて異なる理由を究明するため、本節では、各鋼種のUBの特徴をさらに詳細に検討した。

Photo. 1は各鋼種の代表的なUB単一組織の光学顕微鏡組織を示したものである。写真より明らかなように、いずれの鋼種の場合にも、ラス幅に顕著な差異はみられないが、内部の組織成分が異なっている。すなわち、HT-50の場合、針状に伸びたフェライトラスの界面に、主として、セメントライトが析出しており、これは古典的に定義されたUBそのものである。これに対して、HT-60~HT-100(B)では、セメントライトの析出は認められず、マトリックスのベイニティックフェライトよりも暗色を呈する塊状の組織成分が比較的少量に生成している。また、この塊状の組織成分は、合金元素量の多い鋼種ほど、すなわち、IIの領域の脆化量の大きい鋼

Table 2. Estimation of the embrittlement caused by formation of upper bainite ($^{\circ}\text{C}$).

Steel	νT_{rs}		Apparent embrittlement by formation of upper bainite	Embrittlement by increase in fracture facet size	Calibrated embrittlement by formation of upper bainite
	at 100%UB	at 0% UB*			
HT-50	+ 6	- 38	44	7	37
HT-60	+15	- 64	79	21	58
HT-80	+71	- 68	139	35	104
HT-100(A)	+55	-108	163	57	106
HT-100(B)	+46	-131	177	55	122

* νT_{rs} in mixed structure of M+LB, ie minimum νT_{rs}

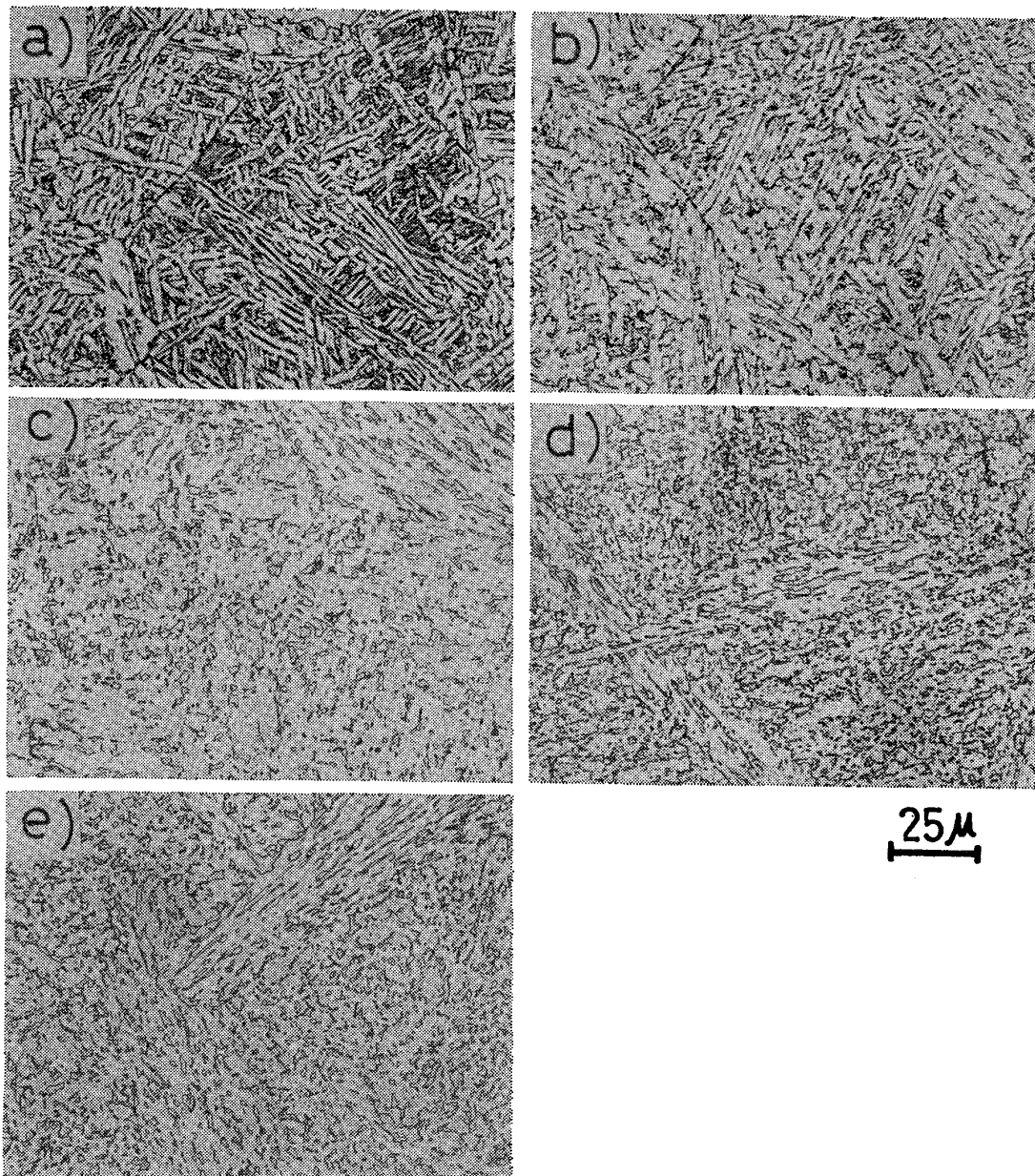


Photo. 1. Upper bainite of steels after synthetic welding thermal cycle.
 a) HT-50 $T_c=20\text{s}$, b) HT-60 $T_c=25\text{s}$, c) HT-80 $T_c=1000\text{s}$
 d) HT-100(A) $T_c=2800\text{s}$, e) HT-100(B) $T_c=2800\text{s}$

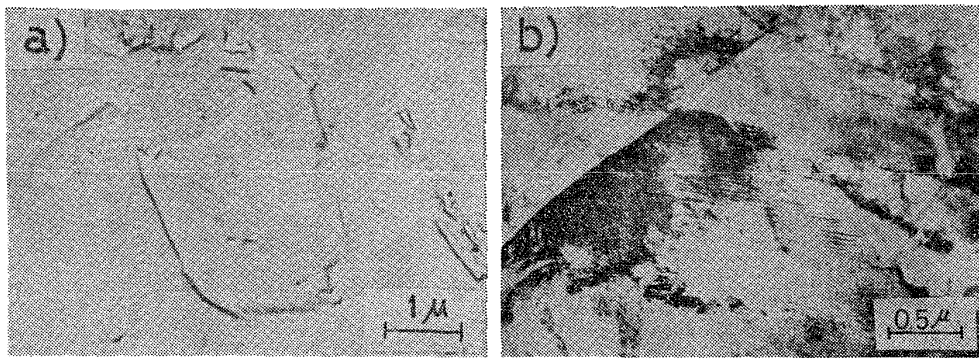


Photo. 2. Electron micrographs of martensite-austenite constituent in HT-80 after synthetic welding thermal cycle. ($T_c=1000s$)
a) Plastic negative replica, b) Transmission electron micrograph

種ほど多量に生成している。このような対応関係は、この塊状組織によつて鋼種間の UB 脆化の差異を説明する可能性を強く暗示している。

ところで、MIMURA ら⁴⁾は、低炭素含 Mo 鋼の HAZ にこのような塊状を呈する high carbon martensite islands が生成し、その靱性を劣化させることを明らかにしている。また、COLDREN ら¹⁰⁾も類似組成の鋼板母材において、塊状の martensite-austenite constituent の同様な悪影響を認めている。

Photo. 2 は電顕によつて観察した HT-80 の塊状の組織の一例を示したものである。レプリカ写真では、その輪郭は比較的直線からなる凹凸を呈している。また、薄膜写真では、塊状組織中に多数の双晶が観察され、転位密度も高くなつている。このような特徴は HABRAKEN ら¹¹⁾のいう austenitic-martensitic regions, また、MIMURA らの high carbon martensite islands のそれと一致する。また、この塊状組織中に残留 γ が存在することが知られているが¹⁰⁾¹¹⁾、本研究においても、この塊状組織を含む UB が生成する場合には、それが存在していることを X 線回折により確認した。

以上述べたように、本研究において観察された塊状の組織成分は、HABRAKEN らの報告した austenitic-martensitic regions, また、MIMURA らのいう high carbon martensite islands あるいは通常島状マルテンサイト¹²⁾と呼ばれているものと同一であり、次節において、II の領域の脆化に対するこの組織成分の役割を検討する。

3.4 島状マルテンサイトによる脆化

島状マルテンサイトが靱性に及ぼす影響を定量的に明らかにするため、この組織成分が生成する T_c の範囲およびその生成数、大きさ、生成量を測定し、これらと $\sqrt{T_{rs}}$ の関係について検討した。

Fig. 9 は島状マルテンサイトが生成する T_c の範囲を示したものであり、島状マルテンサイトの生成範囲は、

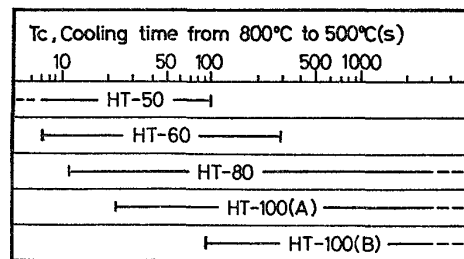


Fig. 9. Cooling time range for the formation of martensite-austenite constituent.

合金元素量が多い鋼種ほど長時間側に位置していることがわかる。この生成範囲における $\sqrt{T_{rs}}$ の変化についてみると、Fig. 2 との対比から、HT-60~HT-100(B) の場合、 $\sqrt{T_{rs}}$ は、島状マルテンサイトが生成し始める T_c から急激に上昇していることがわかる。

Fig. 10 は II の領域、すなわち、組織が M+LB から UB に変化する際の島状マルテンサイトの生成数、大きさおよび生成量を T_c に対してプロットしたものである。HT-50 では島状マルテンサイトの生成量が少なく、データ点も少ないが、HT-60~HT-100(B) における島状マルテンサイトの生成数は、 T_c の増加とともに初期に急激に増加し、その後飽和するか、あるいは飽和後じやつかん減少する。そして、その生成数の最大値は合金元素量の多い鋼種ほど大きくなつている。いつぼう、島状マルテンサイトの大きさは、低入熱側ではほぼ一定であり、高入熱側では T_c の増加につれて単調に増大する。すなわち、低入熱側では、 T_c の増加にともなつて、島状マルテンサイトの大きさはほぼ一定のまま生成数のみが増加し、高入熱側では、生成数はほぼ一定のままその大きさのみが増大する。この結果、生成数と大きさの積で表わされる島状マルテンサイトの生成量は、 T_c の増加にともなつて比較的単調に増加している。

このような島状マルテンサイトの生成状態を表わす 3

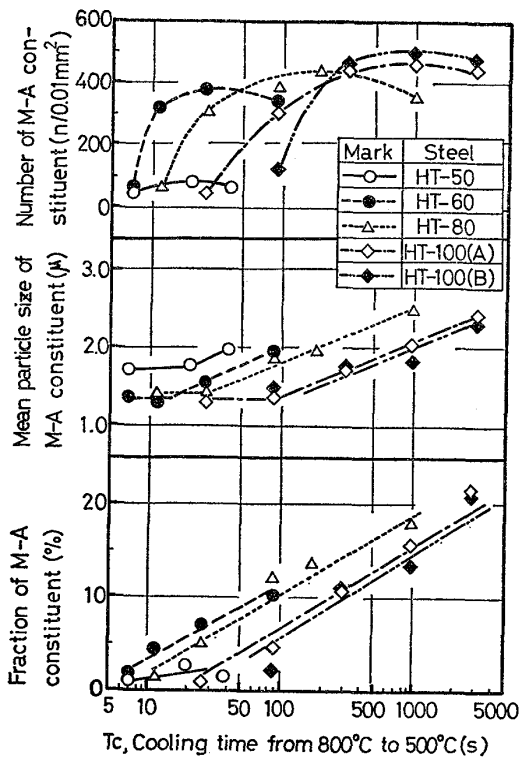


Fig. 10. Effect of cooling time on size and dispersion parameters of martensite-austenite constituent.

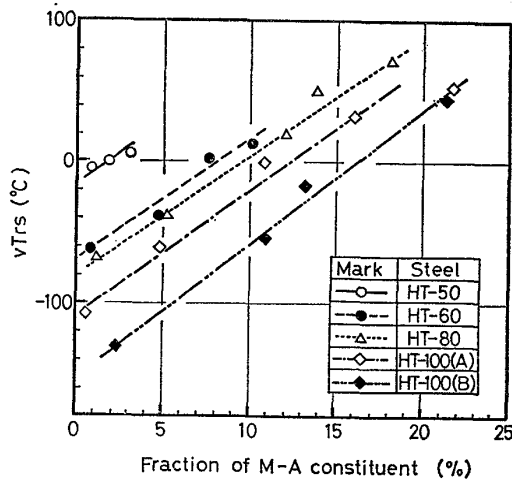


Fig. 11. Apparent influence of martensite-austenite constituent on simulated HAZ toughness.

つの量, すなわち, 生成数, 大きさおよび生成量と vT_{rs} との関係について, それぞれその相関性を検討した結果, 生成量と vT_{rs} との間に Fig. 11 に示すようなきわめて密接な関係のあることが判明した. すなわち, vT_{rs} は島状マルテンサイトの生成量が増加するにしたがって直線的に上昇し, しかも, 各鋼種に対する直線はいずれもほぼ同一のこう配を有している. この事実は, HAZ の靱性が島状マルテンサイト量にきわめて大きく支配され

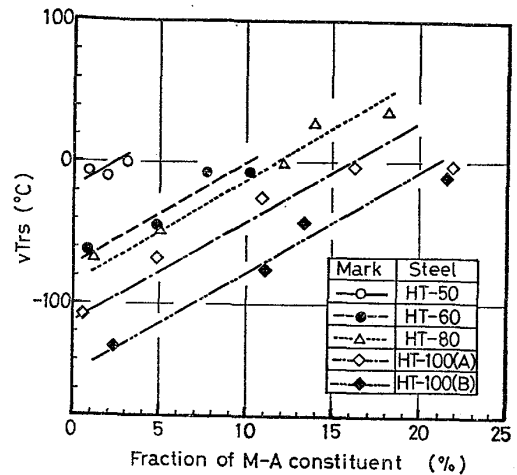


Fig. 12. Calibrated influence of martensite-austenite constituent on simulated HAZ toughness.

ていることを示している. つぎに, II の領域の脆化に対する破面単位の寄与を除き, 脆化に対する島状マルテンサイト生成量のみ寄与を求めてみた. なお, この計算では(1)式のこう配, すなわち, $13^{\circ}\text{C}/d^{-1/2}$ を用いた.

Fig. 12 はその結果を示したものである. 島状マルテンサイト生成量と vT_{rs} との間には, 前掲の Fig. 11 の場合と同様にきわめて高い相関性が認められ, vT_{rs} の島状マルテンサイト依存性は, これらの直線のこう配より, $8^{\circ}\text{C}/\%$ 島状マルテンサイトであることがわかる.

ところで, Fig. 12 では, 島状マルテンサイト対 vT_{rs} 直線が合金元素量の多い鋼種ほど低温側に位置している. この理由としては, 合金元素によつてマトリックスの靱性が変化していることが考えられ, この場合, Ni 量の影響がもつとも大きいと予想される. そこで, Fig. 12 の各直線における切片, すなわち, 0% 島状マルテンサイトに外そうした vT_{rs} を Ni 含有量に対してプロットし, 両者の間に直線関係が存在すると仮定してそのこう配を求めてみた. その結果, この値は約 $18^{\circ}\text{C}_v T_{rs}/\% \text{Ni}$ となり, 従来低炭素鋼で求められている値約 $15^{\circ}\text{C}_v T_{rs}/\% \text{Ni}^{13)}$ と非常によく一致していることがわかった. このことから, 島状マルテンサイト対 vT_{rs} の相対的位置を支配する主要因子は, Ni によるマトリックスの靱性改善効果であるといえる.

以上の結果より, II の領域における各鋼種の靱性は, 組織中に生成する島状マルテンサイトの量とよく対応しており, この組織成分が UB 生成領域における主要な脆化因子であると結論される.

3.5 極低C鋼における島状マルテンサイトの生成挙動

一般に島状マルテンサイトは γ - α の変態時における γ 中への C の分配によつて γ が安定化するために生成

Table 3. Chemical composition and mechanical properties of extremely low carbon steel.

Plate thickness (mm)	Chemical composition (wt.%)													Mechanical properties				
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Al	Ceq.*	Tensile property			Impact property		
													σ_{TS} (kg/mm ²)	σ_{TS} (kg/mm ²)	El. (%)	v_{Trs} (°C)	v_{Trs} (°C)	v_{Res} (kg-m)
2.5	0.02	0.26	1.76	0.010	0.005	0.25	0.51	0.36	0.22	0.05	0.031	0.468	53.4	62.8	31	-92	-96	31.2

$$* Ceq. = C + 1/24Si + 1/6Mn + 1/40Ni + 1/5Cr + 1/4Mo + 1/4V$$

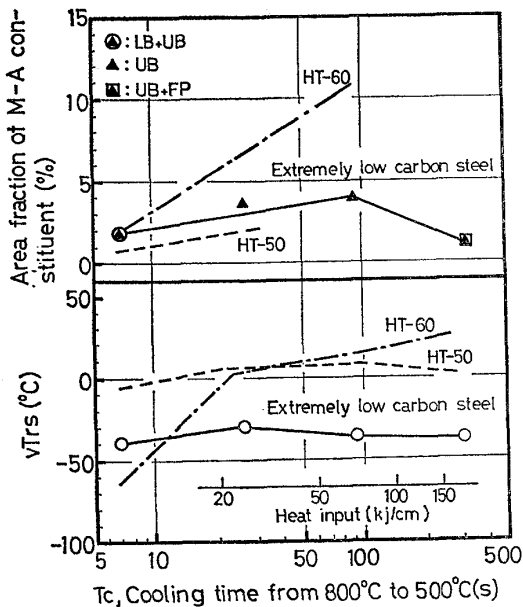


Fig. 13. Variation of area fraction of martensite-austenite constituent, v_{Trs} , and microstructure with cooling time in extremely low carbon steel.

するといわれている^{10)~12)}. そこで、C含有量を通常の高張力鋼に比べ、はるかに少なくした極低Cの60kg/mm²級高張力鋼について、 T_c の増大にともなう島状マルテンサイトの生成量と靱性の変化を調査した。

供試鋼は100kVA高周波大気溶解後、焼入れ焼もどしによつて製造したものであり、その化学組成と機械的性質をTable 3に示す。さて、Fig. 13は T_c の増加にともなう島状マルテンサイト生成量および v_{Trs} の変化を、先に述べた従来のHT-50およびHT-60と対比して示したものであり、組織はLB+UBからUBを経てUB+FPに変化している。Photo. 3は、この極低C鋼のもつとも島状マルテンサイト生成量の多い場合、すなわち、90sの T_c に対応するマイクロ組織を示したものである。島状マルテンサイト生成量は、絶対値ならびに T_c にともなう変化ともに小さく、その生成量は最高値でも4%にすぎない。このような T_c の増加にとも

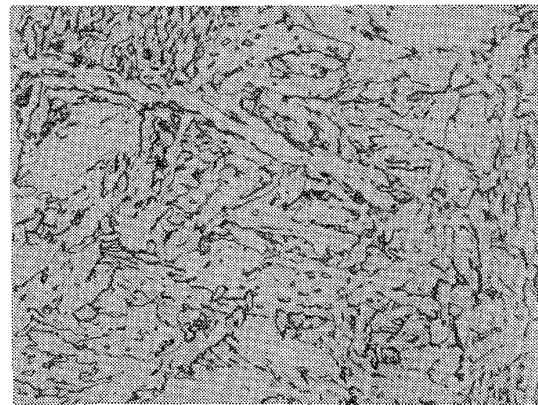


Photo. 3. Upper bainite of extremely low carbon steel after synthetic welding thermal cycle. ($T_c=90$ s)

なう島状マルテンサイト生成量の変化は、その生成量が急激に増加する従来のHT-60の場合とはまったく対照的であり、むしろ、HT-50のそれに類似している。したがつて、 v_{Trs} も前節の結論から容易に推定される通り、 T_c を増加させてもほとんど上昇しない。しかも、 v_{Trs} の値は溶接入熱量150kJ/cm程度に相当する T_c の場合でも、 -30°C ときわめて低温に位置している。

以上の結果より、低C化によつて島状マルテンサイト生成量を減少させることが、HAZの靱性改善を図るのにきわめて有効であると結論される。

4. 結 言

50~100kg/mm²級高張力鋼におけるHAZの靱性と脆化機構について調査した。その結果を要約するとつぎの通りである。

1) 溶接入熱量の増加にともなう靱性の変化は、溶接入熱量の増加につれて、靱性が向上する領域、顕著に劣化する領域およびほとんど変化しないかわずかに劣化する領域の3領域に分けられる。そして、大入熱溶接におけるHAZと関連の深い第II領域では、溶接入熱量の増

加にともない組織は M+LB から UB に変化する。

2) γ 粒および破面単位は溶接熱量の増加につれて増大するが、靱性に及ぼすこれらの影響は小さく、全体の脆化に対する寄与は実際の脆化量の 30% 未満である。

3) 組織が M+LB から UB に変化する際の脆化量は、鋼種によつて異なり、UB の生成量のみでは説明できない。

4) UB の形態は、鋼種によつて異なっており、HT-50 では針状に伸びたフェライトラス間に、主としてセメントタイトが析出しているのに対して、HT-60~HT-100(B) では島状マルテンサイトが生成している。

5) 組織が M+LB から UB に変化する際の vT_{rs} の変化は、島状マルテンサイトの生成量に依存し、島状マルテンサイトの生成量に比例して上昇する。

6) 極低 C 鋼の HAZ では、島状マルテンサイトの生成量はきわめて少なく、その HAZ の靱性は、溶接熱量が増加してもほとんど上昇しない。したがって、極低 C 化は、大入熱溶接用鋼の開発にはきわめて有効な方法である。

最後に、電子顕微鏡観察にあたって種々貴重な助言、御指導を頂いた(株)神戸製鋼所 中央研究所 近藤亘生氏に厚く御礼申し上げます。

文 献

- 1) たとえば, E. F. NIPPES, W. F. SAVAGE, and R. J. ALLIO: *Welding J.*, **36**(1957), p. 513 S
- 2) 菊田米男, 荒木孝雄, 佐野精二郎, 柳生俊二, 石野良和: *溶接学会誌*, **43**(1974), p. 1047
- 3) 井川 博, 大重広明: *溶接学会誌*, **46**(1977), p. 713
- 4) H. MIMURA, M. IINO, H. HAGA, N. NOMURA, K. AOKI, and K. AOKI: *Trans.JWS*, **1**(1970), 28-34
- 5) 稲垣道夫, 中村治方, 岡田 明: *溶接学会誌*, **34**(1965), p. 1064
- 6) 邦武立郎, 寺崎富久長, 大森靖也, 大谷泰夫: 「鋼の強靱性」 *Climax moly.* (1971), p. 85
- 7) 荒木 透, 中島宏興: 「鉄の強化組織と延性靱性」 *鉄鋼基礎共同研究会強度と靱性部会*(1975), p. 215
- 8) 松田昭一, 井上 泰, 三村 宏, 岡村義弘: 「鋼の強靱性」 *Climax moly.* (1971), p. 47
- 9) J. M. CAPUS: *JISI*, **200** (1962), p. 922
- 10) A. P. COLDREN, R. L. CRYDERMAN, and M. SEMCHYSHEN: *Symposium "Steel-Strengthening Mechanisms"*, May (1969), p. 17
- 11) L. J. HABRAKEN and M. ECONOMOULOS: *Symposium "Transformation and Hardenability in Steel"*, Feb. (1967), p. 69
- 12) たとえば, 寺沢 健, 東山博吉, 関野昌蔵: 「鋼の強靱性」 *Climax moly.* (1971), p. 103
- 13) 門間改三, 須藤 一, 菊山紀彦: *日本金属学会誌*, **31**(1967), p. 758