

焼もどしマルテンサイトおよびベイナイトの組織と 強靱性におよぼす Mn, Cr, Ni の影響*

鎌田 晃郎**・腰塚 典明**・船越 督己***

The Effect of Mn, Cr, and Ni Additions on the Structure, Strength, and Toughness of Tempered Martensite and Bainite in Low C Steels

Akio KAMADA, Noriaki KOSHIZUKA, and Tokushi FUNAKOSHI

Synopsis:

The effect of alloying elements on the structure and the strength-toughness relationship of tempered martensite and bainite have been studied in 0.15%C-0.5%Mo and 0.3%C-0.5%Mo steels by the addition of 1.5-2.5% to Mn, Cr, and Ni.

Differences in the substructure and the strength-toughness relationship are not large in the tempered martensite when the alloying element is changed. The difference, however, becomes remarkable in the bainite with the increase of the formation temperature, especially in the lower C steels. The results of the comparison among these alloying elements made on the bainite formed at higher temperatures can be summarized as follows. The bainite in Ni steels shows the coarsest structure with the coarsest particles of carbide. The bainite in Mn steels is similar to that in Ni steels. The structure of the bainite in Cr steels is the finest and quite different from those in the other steels. As for the toughness of bainite, Ni steels show the best followed by Mn steels, and Cr steel the worst. The size of unit fracture facet of these bainite is almost the same. The hardness of the bainite is rather dependent on the formation temperature than the alloying element.

It is concluded from these results that the intrinsic toughness affected by the alloying element plays more important role in these transformation products formed at higher temperatures than the factors such as the size of unit fracture facet and carbides which have been considered to be important if the alloying element is the same.

1. 緒 言

鋼の強靱性に対する合金元素の影響については等軸晶フェライト・パーライト組織¹⁾,あるいは純鉄の等軸晶フェライト組織²⁾について比較的系統的な研究がある。しかしこれらの研究のなかには一致しない点もまだあるようである。マルテンサイト、ベイナイトなどの変態組織の強靱性に対する合金元素の影響についてしらべる研究も最近さかんになつてきた^{3)~9)}。そのなかには、合金元素の影響は変態挙動に対する影響⁸⁾⁹⁾,析出相など微細組織に対する影響,変態後のマトリックスの intrinsic な強靱性に対する影響などの因子が分離されずにばく然

と全体的な効果として論じられている研究も多い。もとより強靱性について精度の高い実験は困難でこれらの因子の定量的解析は期待し難いが、本研究では主要合金元素として Mn, Cr, Ni を選び、まず合金元素の変態組織、とくに変化の把握しやすいベイナイトの形態におよぼす影響をしらべ、ついでこれらの変態組織の強靱性を比較して、どの因子がより支配的であるかを考察した。

これまでは 5%Ni-0.5%Mo 鋼を用いて焼もどしマルテンサイトとベイナイトの組織¹⁰⁾ およびその強さと靱性¹¹⁾について研究した結果を報告した。この組成はマルテンサイトと完全な下部および上部ベイナイトを生成させるには都合のよい組成であつたが、通常の商用鋼の組

* 昭和 49 年 12 月 28 日受付 (Received Dec. 28, 1974)

** 川崎製鉄(株)技術研究所 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chiba 280)

*** 川崎製鉄(株)技術研究所 工博 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

Table 1. Chemical analysis of steels used (wt%).

Alloy	Steel	C	Mn	P	S	Cr	Ni	Ni	Mo	Alsol
2.5%X -0.5%Mo	A	0.14	0.20	2.48	0.003	0.008	<0.01	0.01	0.53	0.030
	B	0.28	0.20	2.45	0.002	0.007	0.01	0.01	0.52	0.027
	C	0.17	0.22	0.50	0.003	0.007	2.46	<0.01	0.52	0.030
	D	0.32	0.20	0.51	0.003	0.007	2.50	<0.01	0.53	0.030
	E	0.19	0.20	0.53	0.006	0.006	<0.01	2.56	0.56	0.030
	F	0.35	0.20	0.53	0.005	0.006	<0.01	2.55	0.55	0.030
1.5%X -0.5%Mo	G	0.12	0.21	1.45	0.007	0.006	<0.01	<0.01	0.53	0.025
	H	0.32	0.20	1.49	0.006	0.006	<0.01	<0.01	0.54	0.032
	I	0.16	0.21	0.52	0.006	0.006	1.48	<0.01	0.54	0.031
	J	0.32	0.21	0.52	0.005	0.006	1.49	<0.01	0.54	0.029
	K	0.16	0.21	0.52	0.005	0.006	<0.01	1.51	0.54	0.032
	L	0.32	0.21	0.52	0.005	0.006	<0.01	1.50	0.54	0.037
	M*	0.16	0.25	1.53	0.006	0.008	<0.01	0.04	0.53	0.001
	O*	0.16	0.26	0.53	0.006	0.007	1.49	0.01	0.52	0.001
	P*	0.17	0.26	0.53	0.007	0.007	0.01	1.57	0.54	<0.001

*: Used for continuous cooling transformation experiments

成にくらべてやや合金組成が高いきらいがあつた。しかしあまり合金組成が低すぎると合金元素の影響がわかりにくく、またベイナイトを得にくくなることから、1.5と2.5%の Mn, Cr, Ni を 0.5%Mo 鋼に添加したものを材料とし、適宜 5%Ni-0.5%Mo 鋼の結果と比較することにした。またベイナイトの生成はこれまでと同様に等温変態によつたが、一部は連続冷却変態によつた。

2. 実験方法

C を 0.15, 0.3% の 2 水準に変えた 0.5%Mo 鋼に Mn, Cr, Ni をそれぞれ 1.5 または 2.5% 加えた 15 種の鋼を高周波溶解し、50 kg 鋼塊とした。うち 12 本はこれまでと同様の等温変態実験用として 15 mm 厚に鍛造し、12 mm□×55 mm に切削加工して熱処理試料とした。残りの 3 本は連続冷却変態実験用として圧延後 12 mm×160 mm×60 mm の大きさに切つて熱処理試料とした。試料の化学分析値を Table 1 に示す。

オーステナイト化条件は粗大なオーステナイト粒を得るためには 1200°C×15 min、微細なオーステナイトを得るためには 950°C×15 min、の 2 種とした。等温変態実験においてはこれらのオーステナイト化条件を用いて TTT 図を作製した。そしてこれを参考にしてさらにソルトバス中での等温変態条件を加えてベイナイト変態の完了する条件を光学顕微鏡、硬さ、電子顕微鏡を用いて決定し、ベイナイト試料を作製した。焼もどしマルテンサイトについてはオーステナイト化温度から氷水中に焼入れし、さらにサブゼロ処理したのち、400° から 600°C の間の各温度で 30 min 焼もどしし水冷した。

このように熱処理した試料からさらに 7 mm□×55 mm のサブサイズのシャルピー試験片を作製し、衝撃

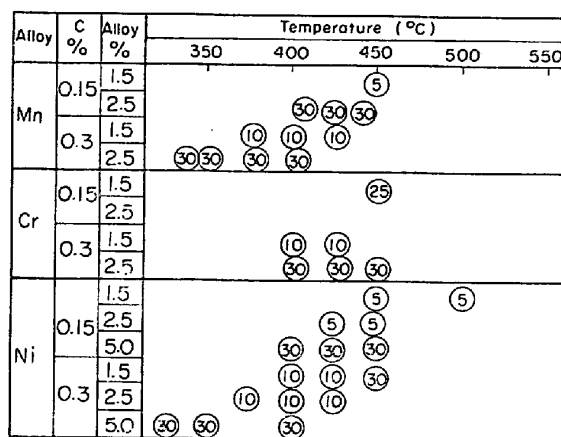


Fig. 1. Temperature ranges for obtaining complete bainite structure in various steels. Figures in the circles give time (min) required for the completion of bainite transformations.

試験を行なつた。光学顕微鏡ならびに電子顕微鏡観察、硬さ測定用の試料も同様のシャルピー試験用試片から採取した。

連続冷却変態実験においてはまず CCT 図を作製し、これを参考に適当な強さの変化が得られる 60, 30, 15, 7, 3.5, 2.2, 0.2°C/sec (いずれも 800~500°C の平均冷却速度) の 5 種の冷却速度で冷却し、そのままおよび 600°C×30 min の焼もどし後、組織観察、引張試験、フルサイズのシャルピー試験を行なつた。

3. 実験結果

3.1 合金元素による組織の変化

3.1.1 ベイナイト

ベイナイトが得られる温度範囲は Fig. 1 に示すよう

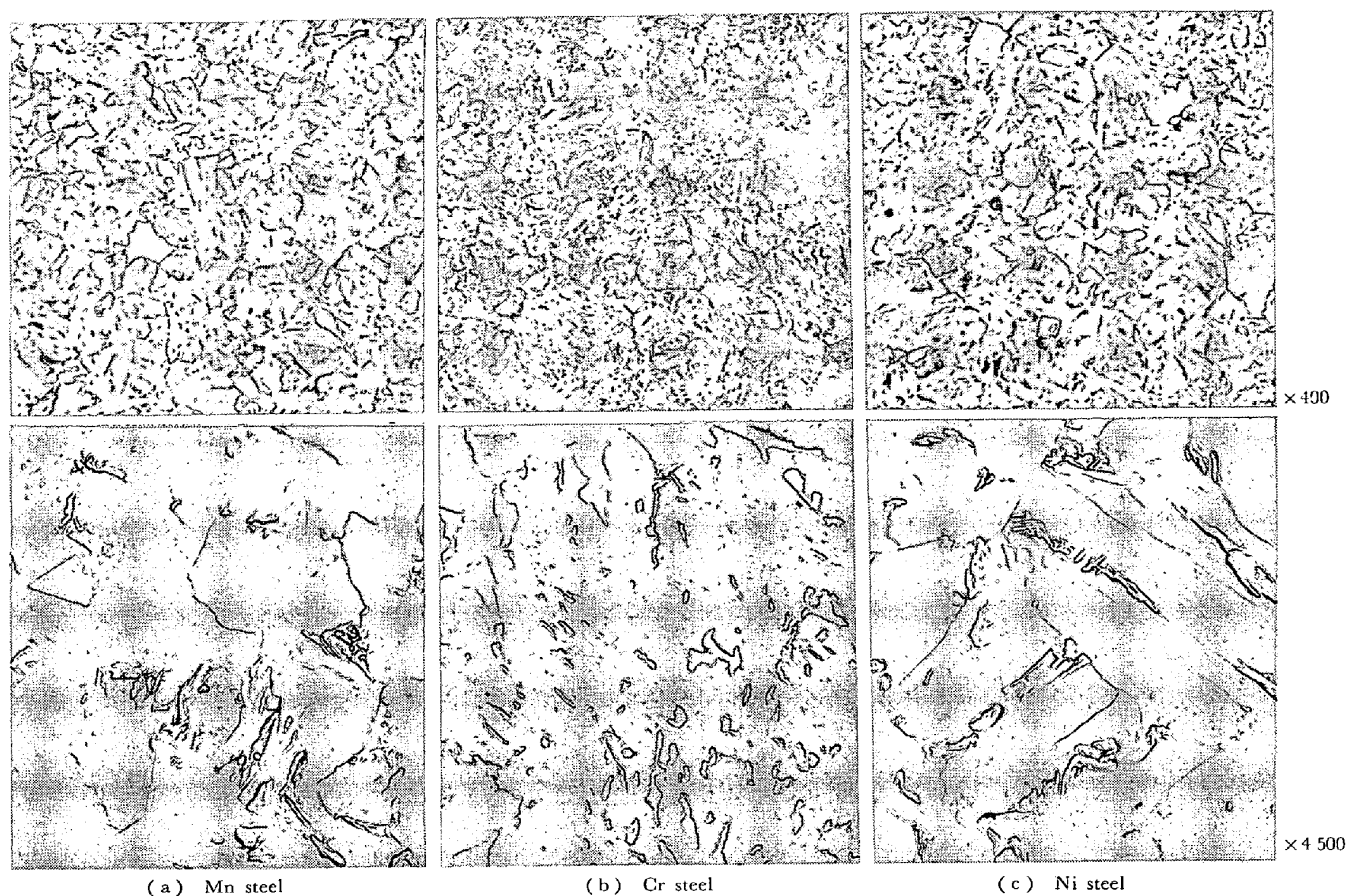


Photo. 1. Microstructures of bainite formed at 450°C in 0.15%C-1.5%X-0.5%Mo steels austenitized at 950°C.

に合金元素によつて多小異なる。C含有量と合金元素添加量が同じところであれば Mn 鋼のベイナイトの生成温度範囲はもつとも低いところまで広がり、Ni 鋼と Cr 鋼では生成温度範囲はほとんど同じであるが、Ni 鋼の方がやや広い傾向にある。そして Cr 鋼ではベイナイト変態の完了にいちじるしく長時間を要する傾向があり、ほぼ変態の完了したベイナイトの得られる範囲は狭い。またどの合金系でも C が 0.15 から 0.3% に増せばベイナイトの生成温度範囲は低温側に移行する。

0.15%C-1.5%X 系ではどの鋼も 450°C でほぼ完全に変態したベイナイトが得られた。Photo. 1 に示すようにどのベイナイトも塊状の部分も多いが大勢において幅/長さの比が比較的大きいラス状あるいはセル状であり、炭化物も大きい。そして炭化物はラス境界に長くのびたものが多く、上部ベイナイトの特徴をそなえている。ラスの幅は Cr 鋼では細かく (0.5μ)、Mn, Ni 鋼では粗い (0.8μ)。Cr 鋼のベイナイトの炭化物は比較的細かく、Mn 鋼, Ni 鋼の順に粗大化している。しかも Mn 鋼, Ni 鋼では炭化物の形態がくずれているものも多く、また炭化物-フェライトのコロニーをつくる傾

向がみられる。これは Mn 鋼よりも Ni 鋼の方に著しい。ベイナイトの成長過程も合金系によつて異なる (Photo. 2)。どのベイナイトもベイニティック・フェライトの成長により残留オーステナイト中に C が濃縮し、最後に炭化物として析出するものと考えられるが、Ni 鋼, Mn 鋼では生成する炭化物が粗大であるのに対応して成長過程で見た残留オーステナイトの分布も粗く、Cr 鋼では生成炭化物が微細であるのに対応して残留オーステナイトの分布も微細で虫くい状を呈する。

合金元素が 2.5% に増加しても上述のような炭化物形態の特徴は変わらない。Photo. 3 は 0.15%C-2.5%X 系の 450°C で生成したベイナイトである。Ni 鋼では 1.5% のものと同じ特徴をもつた炭化物が見られた。また、変態の完了したものは得られなかったが 2.5%Cr, Mn 鋼のベイナイトの成長過程で見れば 1.5%X 系のそれと同様の特徴を有している。また一般に 2.5% 系の方が 1.5% 系よりラス状となる傾向が強くなっている。

C が 0.15 から 0.3% に増すと、ベイナイトの生成温度範囲が低温側に移行すると同時にラス状組織、炭化物とも顕著に微細化する。0.3%C-1.5%Ni 鋼の 450°C

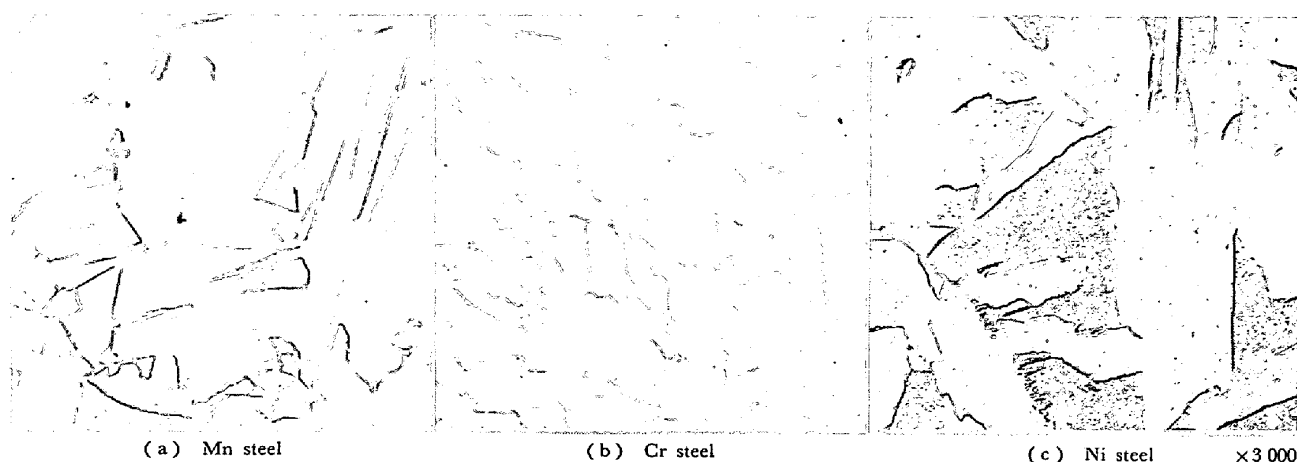


Photo. 2. Growth behavior of bainite at 500°C in 0.15%C-1.5%X-0.5%Mo steels austenitized at 950°C.

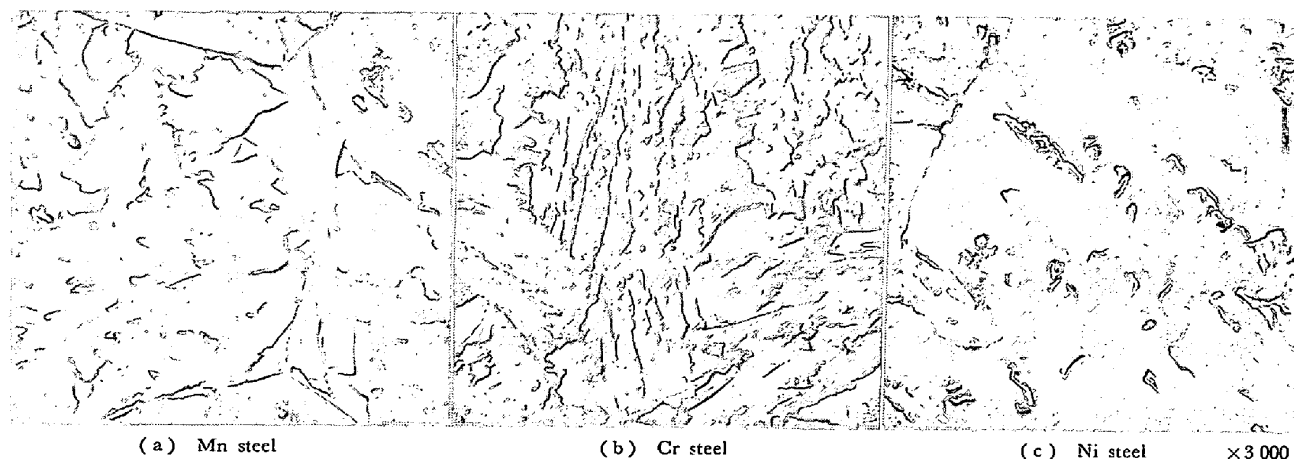


Photo. 3. Microstructures of 0.5%C-2.5%X-0.5%Mo steels austenitized at 950°C and isothermally reacted at 450°C.

で生成したベイナイトの例を Photo. 4 に示す。ラス状の部分是非常に微細化されラス幅は $0.2 \sim 0.3 \mu$ となる。炭化物も 0.15%C 系の同じ温度で生成したもの (Photo. 1, 3) とくらべて数の多いのはもちろんであるが、小さくしかも形はくずれていない。しかし前報⁶⁾でしらべた 0.3%C-5%Ni 鋼では上部ベイナイトはほとんど塊状であつたが、この 0.3%C-1.5%Ni 鋼では 400°C から 450°C の間ではラス状の組織が半分以上を占め、著しい塊状組織の発達は見られなかつた。そして炭化物はラス部分ではラス境界に短く点列状に、あるいは長くのびて分布し、塊状部分では大きく粗大化して方向をそろえて並んでいる。Mn 鋼、Cr 鋼ではベイナイト変態の完了し得る温度がやや低下するがやはり生成過程に特徴があり Mn 鋼では Ni 鋼と同様に成長するベイナイトと母相オーステナイトの界面が円味をおびているのに対し、Cr 鋼では複雑に入り組んでいる。また Cr 鋼のベイナイトの炭化物は一段と微細であることが注目される。

C 含有量と合金元素の高い 0.3%C-2.5%X 系ではベイナイト変態温度が低下し、各鋼種とも下部ベイナイトと考えられる組織が一部または大半をしめるようになる。この低温 (350~400°C) で得られるベイナイトはラス状で、炭化物がラス長手方向に 50~60° で析出している組織または炭化物がラス境界に粒状に析出している組織であつて合金元素によって形態に大きな相違はなく、Cr 鋼のベイナイトが非常に微細な組織であることが注目される程度である。上部ベイナイトになると 0.3%C-1.5%X 系の場合と同様、形態に合金元素による特徴が現われてくる。2.5%Ni 鋼の上部ベイナイトは 1.5%Ni 鋼よりも塊状のベイナイトが多くなる。

オーステナイト粒が粗大化しても 5%Ni 系では 0.15%C, 0.3%C 鋼ともにベイナイトは粗大化せず、かえって微細化するくらいであつた⁶⁾。本実験でも 0.15, 0.3%C-1.5%X 系と 0.15, 0.3%C-2.5%Ni 鋼についてオーステナイト粒粗大化の影響をしらべてみた。

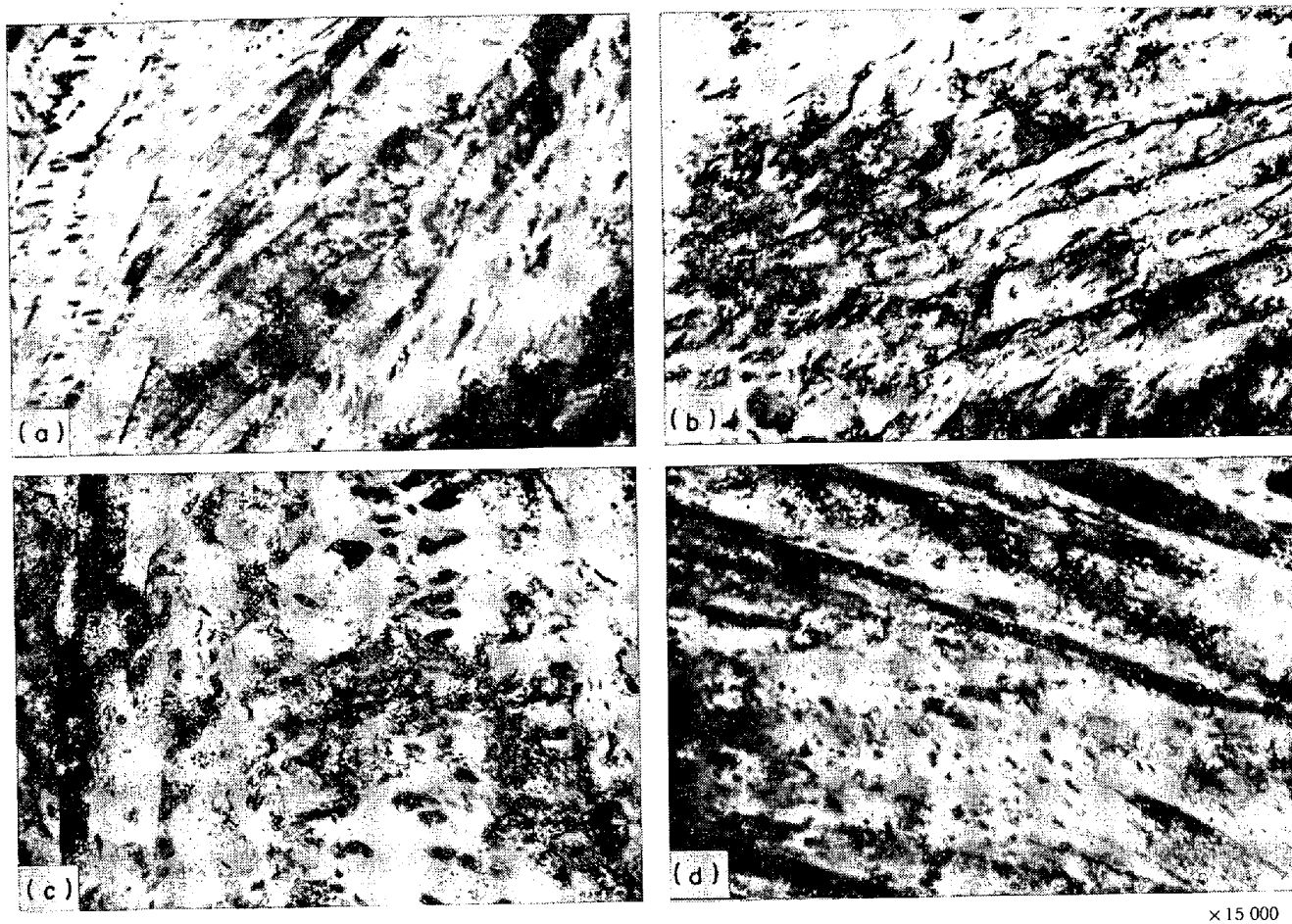


Photo. 4. Bainite formed in 0.3%C-1.5%X-0.5%Mo steels austenitized at 950°C (a) Mn steel, 425°C (b) Cr steel, 425°C (c) granular and (d) lath-like bainite in Ni steel, 450°C.

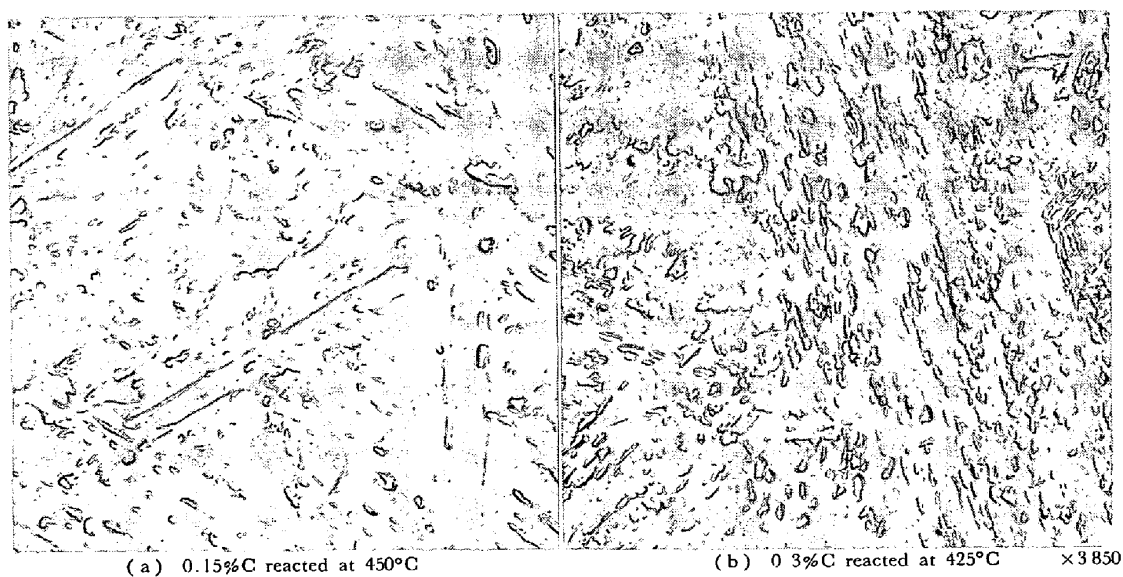


Photo. 5. Bainite in 2.5%Ni steels austenitized at 1200°C.

2.5%Ni 系では 5%Ni 系と同様 C 量にかかわらず発達した（オーステナイト粒を横断する）ラス状組織をもちベイナイト組織には粗大化は見られなかつた（Photo.

5）。しかし 1.5%X 系では 0.15, 0.3%C 系いずれの場合も組織が粗大化し、またラス状組織も発達が悪く、炭化物の粗大化も著しい。ただ Cr 系だけはオーステナ

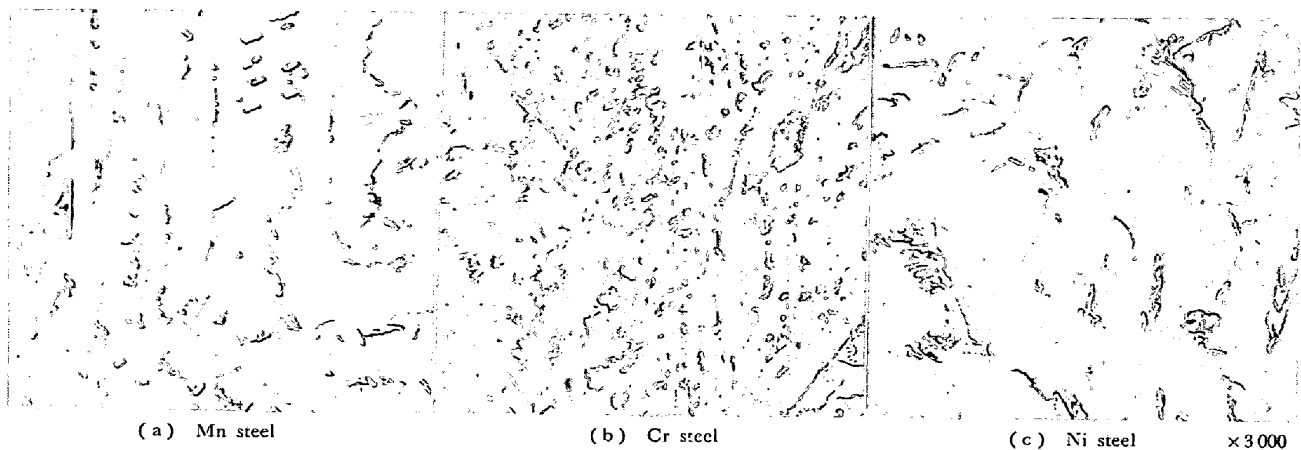


Photo. 6. Bainite formed at 450°C in 0.15%C-1.5%X-0.5%Mo steels austenitized at 1200°C.

イト粒の粗大化にもかかわらずベイナイトの粗大化は少い (Photo. 6 に 0.15%C 鋼の例を示す)。

連続冷却変態実験に用いた試料では 950°C × 15 min のオーステナイト化でもいずれもオーステナイト粒はあまり微細化せず ASTM No. 5~6 であった (等温変態実験に用いた鋼では ASTM No. 10 程度であった)。各鋼の冷却速度による組織の変化を Photo. 7 に示す。どの鋼種においてももつとも早い冷却速度ですでにわずかに下部ベイナイトが混入している (Photo. 7 の 60°C/sec の写真はベイナイトの生成した個所を選んで示してあるが、全体としてはあまり多くはみられなかった)。冷却速度が 15°C/sec ぐらいまではどの鋼も下部ベイナイトが主体であり、鋼種によつてそれほど組織に差はない。7°C/sec あたりでは上部ベイナイトが主体であつてベイナイトの形態、炭化物の析出状況に鋼種によつて特徴が現れるが、合金元素による傾向は恒温変態で得たベイナイトのそれと同様である。さらに冷却速度が遅くなると炭化物が成長し光学顕微鏡でも観察できるようになる。光学顕微鏡で観察すると Mn 鋼, Ni 鋼では炭化物が凝集しフェライトとあらい aggregate を形成しているが、Cr 鋼では初析フェライトの部分を除いて炭化物は比較的均一に密な分散を示す。電子顕微鏡で観察すると (Photo. 8) Mn 鋼, Ni 鋼において凝集した炭化物に見えたものはフェライトとセメンタイトのコロニーでありベイニティックフェライトが初めに析出しその間隙をこれが埋めたという解釈ができる。Cr 鋼では高倍率で観察しても微細な炭化物が均一に分散している。このように連続冷却変態では冷却速度が遅くなるほど変態生成物の形態に合金元素の影響が強くなる。

3.1.2 マルテンサイト

実験した範囲の組成成分ではすべてパケット・マルテンサイトが得られた。そして合金元素によつてこれらのマ

ルテンサイトの形態に差異が生ずるようなことは認められなかった。焼もどしの過程において炭化物の析出、転位の消滅過程にも合金元素、量による差異を見出すことはできなかった。オーステナイト粒の粗大化によるマルテンサイト組織の粗大化も合金元素による差は少なく、C 含有量による影響の方が著しかった。

3.2 マルテンサイトおよびベイナイトの強靱性におよぼす合金元素の影響

3.2.1 マルテンサイト

Fig. 2 に 1.5% 系の各合金鋼のマルテンサイトの焼もどしによる強さ、靱性の変化を示す。950°C から焼入れし 400~600°C で焼もどした場合、Ni, Mn, Cr 鋼の順に軟化が少なくなる。C を 0.15 から 0.3% に増加してもこの焼もどし曲線は上に平行移動するだけで上述の順序に変わりはない。また 600°C で焼もどした場合鋼種による硬さの差は小さいが、焼もどしが低温になるにしたがつて大きくなる傾向にある。1200°C から焼入れた各鋼の焼もどし軟化過程は 950°C の場合とほとん

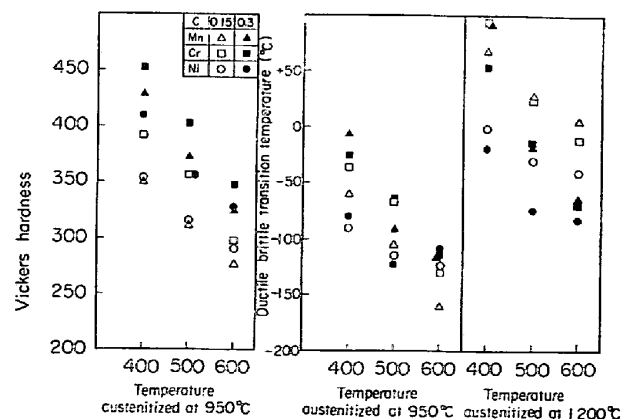
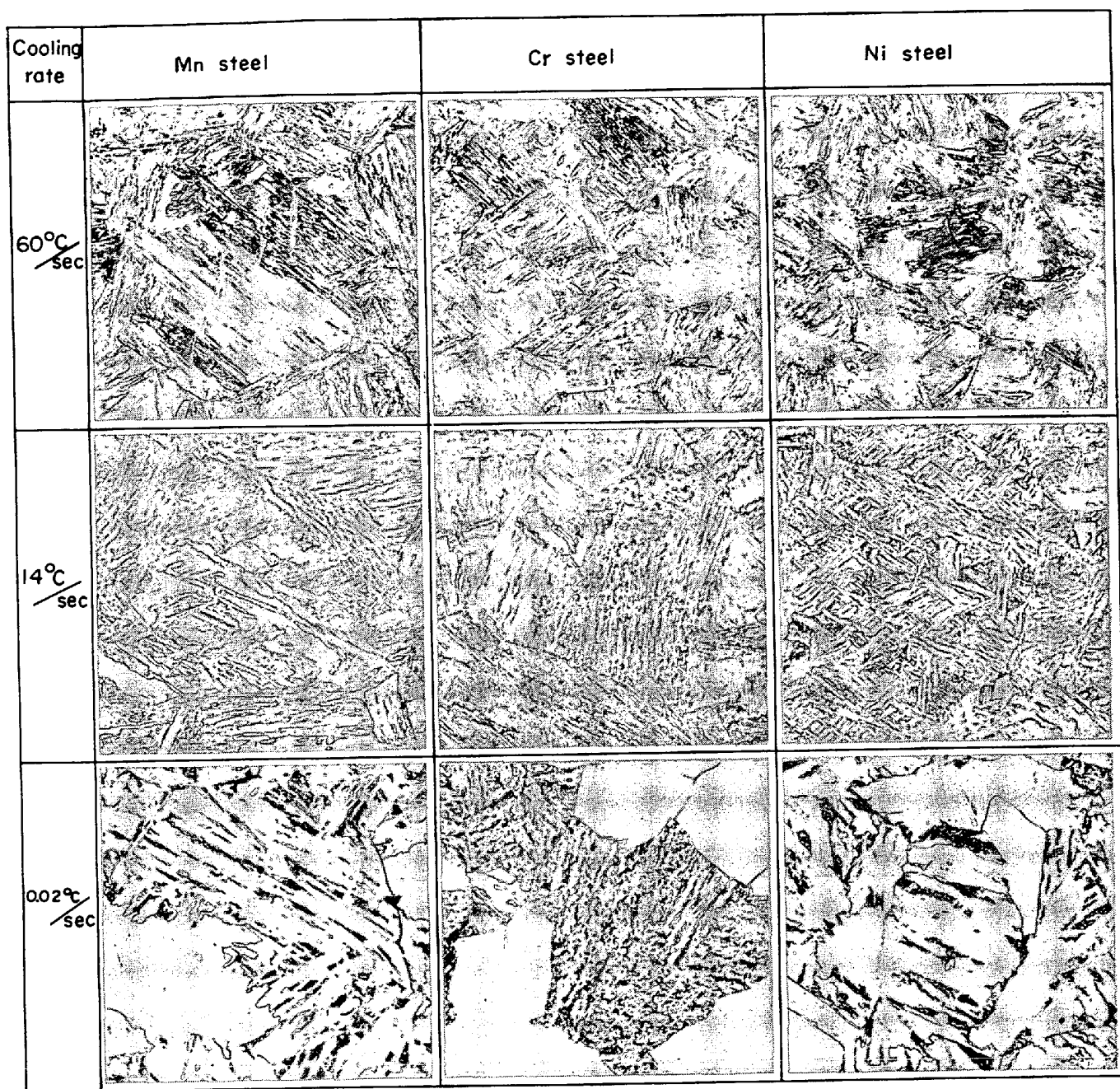


Fig. 2. Hardness and toughness vs tempering temperature relationship in tempered martensite in 1.5%X-0.5%Mo steels.



×500

Photo. 7. Optical microstructures of 0.15%C-1.5%X-0.5%Mo steels continuously cooled from 950°C at various cooling rates.

ど変らなかつた。

焼もどしによる靱性の変化をみると Ni 鋼では低温の焼もどしでも靱性はあまり低くないが, Mn, Cr 鋼では著しく低い。C が増加すると Mn, Cr 鋼では低温の焼もどしを行なうと靱性が著しく悪くなるが Ni 鋼ではあまり影響はない。600°C の焼もどしでは硬さと同様各鋼の差は少なくなる。1200°C でオーステナイト粒を粗大化した場合の靱性の劣化は C 量にかかわらず Ni 鋼がもつとも少なく、ついで Cr 鋼, Mn 鋼の順に大きくなる。

また 5%Ni 鋼の場合⁷⁾と同じく C 量の低い方が劣化は大きい。2.5% 系の場合硬さの挙動は 1.5% 系とはほぼ同様であり、靱性は C 含有量にかかわらず Ni 鋼がすぐれ Cr, Mn 鋼では焼もどし温度が低いと靱性が著しく悪い。

Fig. 3 に 1.5%X 系の各鋼の焼もどしマルテンサイトの強さと靱性の関係を示す。強さに対する靱性を比較すると大体においてオーステナイト粒径, C 含有量にかかわらず Ni 鋼がもつともすぐれており、ついで Cr,

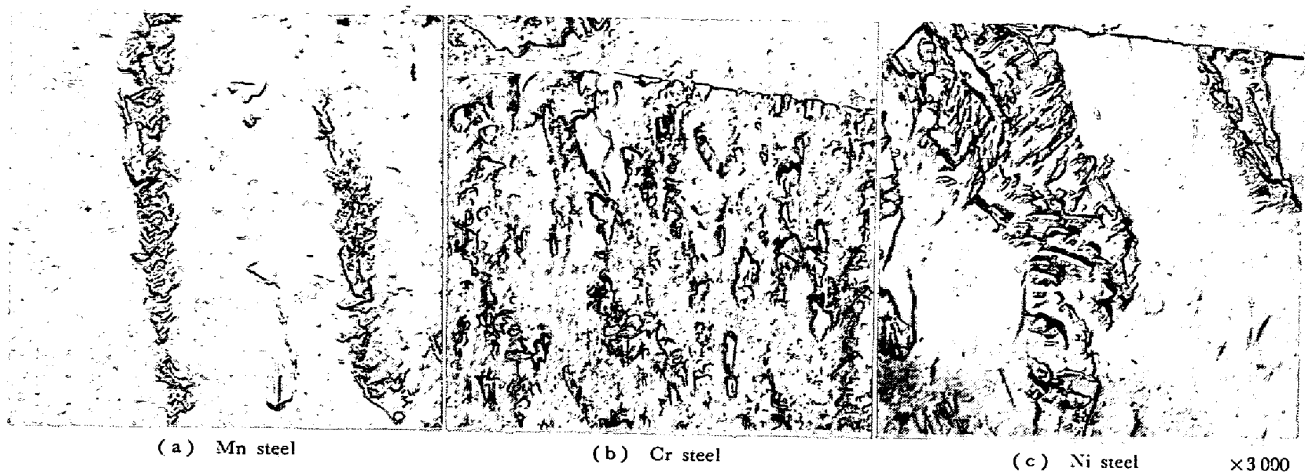


Photo. 8. Microstructures of bainite formed by continuous cooling from 950°C at 0.02°C/sec in 0.15%C-1.5%X-0.5%Mo steels.

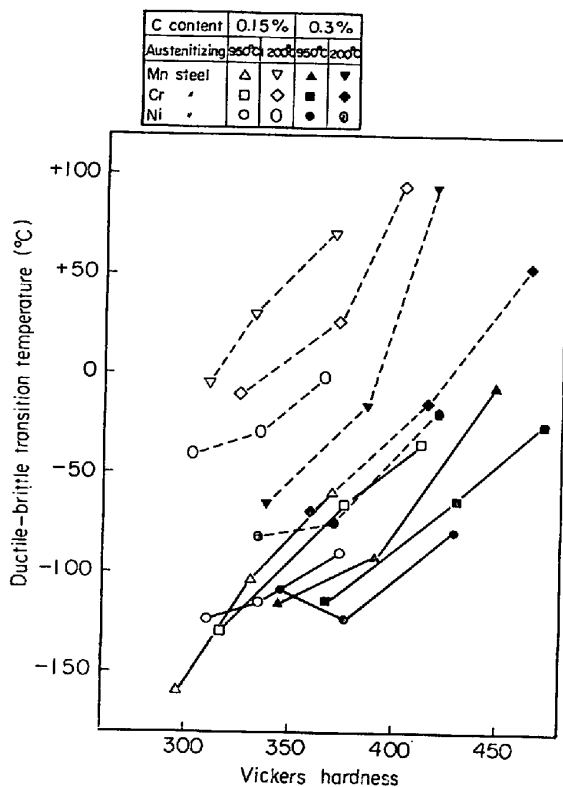


Fig. 3. Relationship between strength and toughness of various tempered martensite of 1.5%X steels.

Mn 鋼の順となる。Ni 鋼にくらべると Cr, Mn 鋼においては強さの上昇は大きな靱性劣化をひき起こすことが注目される。

合金元素の含有量による硬さ-靱性の関係の変化を Fig. 4 に示す。Ni 鋼においては Ni 含有量の増加とともに、とくに 0.15%C 系では明らかに、靱性が改善されている。オーステナイト粒が粗大な場合には 5%Ni の添加によつて靱性は著しく改善される。Cr 鋼では C

含有量にかかわらず Cr 含有量の増加とともに靱性が劣化する。また硬さが若干低下する傾向が見られる。Mn 鋼では Mn 含有量の増加により硬さが上昇するが硬さ-靱性の関係はあまり変わらない。

3.2.2 ベイナイト

Fig. 5 に各鋼のベイナイトの生成温度と硬さ、靱性の関係を示す。各鋼のベイナイトの硬さは全体として生成温度が低下するにつれて上昇している。生成温度が同じであれば C 含有量の高い方がベイナイトの硬さは高い傾向にある。合金元素量を増すことによつて低い温度でもベイナイトが得られるが、必ずしも硬さは増加しない。ベイナイトの硬さが全体として生成温度に対して 1 つのバンドを形成するのに対して、靱性についてはこのような全体としての明確な傾向は見られない。しかし個々の鋼種については生成温度の低下とともに靱性は向上しているのが一般的傾向である。そして同じ合金系で比較した場合 C 含有量が高い方がこの生成温度-遷移温度の関係は遷移温度の高温側にくる場合が多い。

つぎに 1.5%X 系各合金鋼についてオーステナイト粒径と C 含有量のベイナイトの硬さと靱性に対する影響を Fig. 6 に示す。0.15%C 鋼では硬さに対するオーステナイト粒径の影響はほとんど見られないが、0.3%C 鋼ではオーステナイト粒径の大きい方が小さい場合にくらべて低下している。ベイナイトの硬さは合金元素によつてそれほど差はなく、しいていえば Ni 鋼, Mn 鋼, Cr 鋼の順に硬くなつていく。靱性については Ni 鋼, Mn 鋼, Cr 鋼の順に劣化していく。1.5%X 系では C 含有量にかかわらずオーステナイト粒の粗大化による靱性低下が大きい。この靱性低下はどちらかといえば C 含有量の低い方が少ない。

5%Ni-0.5%Mo 鋼のベイナイトの靱性はオーステナ

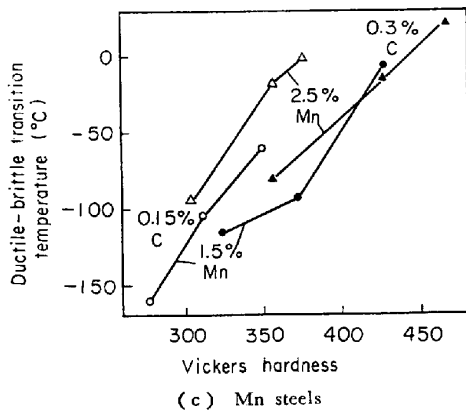
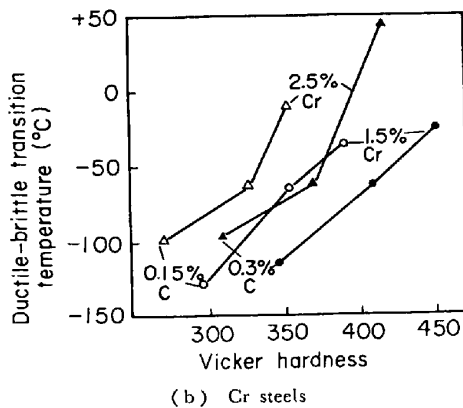
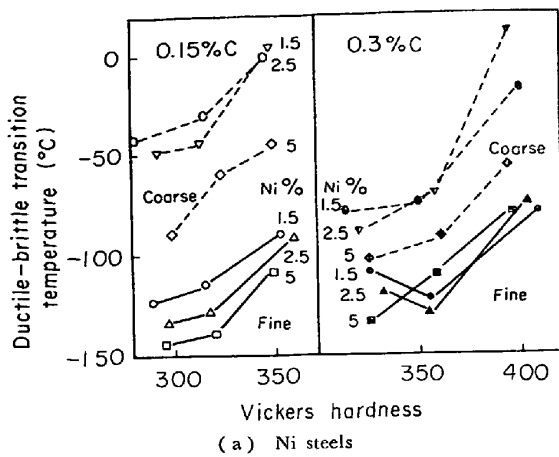


Fig. 4. Effect of alloying elements on the hardness vs toughness relationship of tempered martensite.

イト粒度依存性が小さいことを前報⁷⁾で述べた。しかし上述のように 1.5%Ni 鋼ではオーステナイト粒の粗大化によつて大きく靱性は劣化した。そこで 2.5%Ni 鋼についてもオーステナイト粒度依存性をしらべて見た。その結果を前報の結果とともに Fig. 7 に示す。2.5%Ni 鋼においても 5%Ni 鋼と同様に硬さ、靱性ともオーステナイト粒度依存性をほとんど示さない。

Fig. 8 に各鋼のベイナイトの硬さと靱性の関係を示す。950°C でオーステナイト化した場合、0.15%C 鋼で

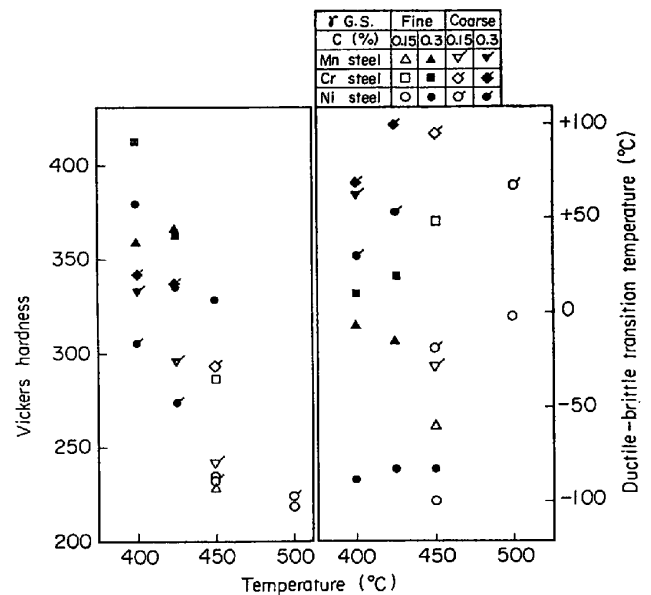
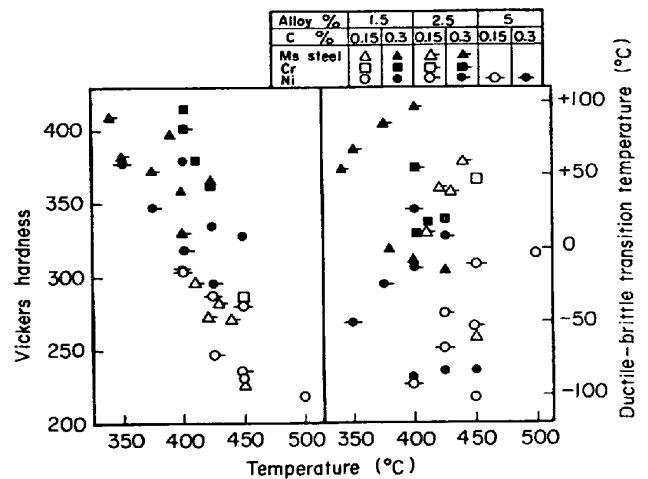


Fig. 6. Effect of C content and austenite grain size on the hardness and toughness of bainite as a function of reaction temperature in steels containing 1.5% of Mn, Cr or Ni.

は 1.5%Ni 鋼と 1.5%Mn 鋼のベイナイトは同程度であるが、1.5%Cr 鋼のベイナイトは強くてもろい。また 0.15%C-1.5%Cr 鋼は硬さと靱性の関係で見るとオーステナイト粒粗大化による靱性劣化が見られないことが注目される。同じく 0.15%C の 2.5%Ni 鋼は 1.5%Ni 鋼と同程度の強靱性を有するが 5%Ni 鋼では靱性は同程度で硬さが約 50 高い。2.5%Mn 鋼では 1.5%Mn 鋼よりやや硬さが高く、靱性が著しく劣る。C 含有量が 0.3% の場合 1.5%X 系では Ni 鋼のベイナ

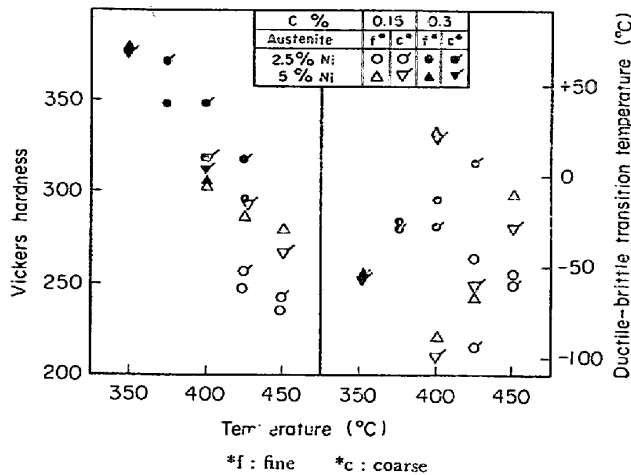


Fig. 7. Effect of austenite grain size on the hardness and toughness of bainite in Ni steel as a function of reaction temperature.

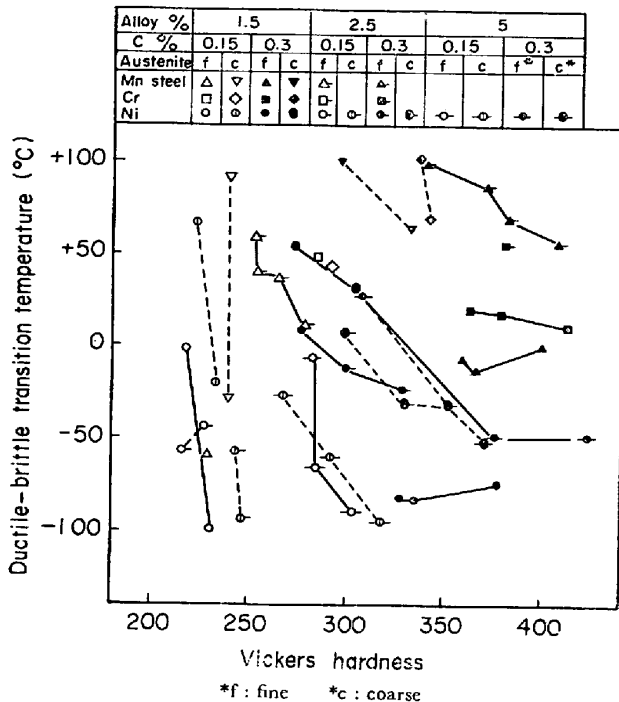


Fig. 8. Relationship between strength and toughness of various bainite.

イトがもつとも靱性に富んでおり、Mn、Cr鋼は同程度に悪い。C含有量が0.15から0.3%に増加すると一般に靱性は大きく劣化せず強さは大幅に増加することが多い。0.3%C鋼の場合合金元素量が1.5から2.5%に増加すると一般に硬さ、靱性とも低下する。

全体としてNi鋼のベイナイトの硬さ、靱性がすぐれMn、Cr鋼は同程度に劣る。

3.2.3 連続冷却変態

0.15%C-1.5%X系についての連続冷却変態実験の結

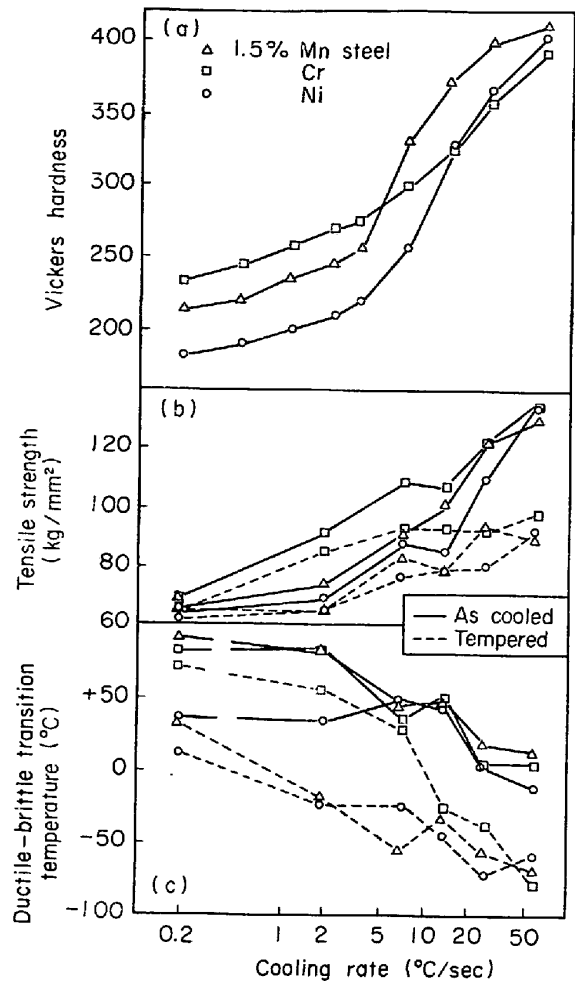


Fig. 9. Relationship between cooling rate and (a) hardness, (b) tensile strength and (c) toughness of the steels continuously cooled from 950°C.

果を Fig. 9 に示す。Fig. 9(a) は CCT 図作製用の硬さ-冷却速度のデータをプロットしたものであるが、Cr鋼では冷却速度が小さくなるにつれて硬さは滑らかに減少するのに対し、Mn鋼では20~5°C/secの間で、Ni鋼ではそれより早い区間で硬さが急激に減少している。この急激な減少は下部ベイナイトから上部ベイナイトの変化に対応すると考えられる。冷却速度の大きなところではMn鋼、Ni鋼の方がCr鋼より硬さが大きかったが、遅いところでは逆転し、Cr、Mn、Ni鋼の順になっている。

12 mm 厚で熱処理した試料について引張試験した結果 (Fig. 9(b)) でも Cr鋼では冷却速度の減少に対して強さの低下が緩慢であるが、Ni鋼ではもつと早く強さが低下し、Mn鋼ではその中間である。600°C×1hrの焼もどしに対してもCr鋼がもつとも軟化抵抗が大きく、とくに冷却速度の遅いところ (2°C/sec 前後) での

軟化が小さい。Mn, Ni 鋼では焼もどしにより差が小さくなる。冷却速度の早いところでは軟化が大きく、 $5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上では焼もどし後の強さの変化は小さく、また鋼種による差も小さい。冷却のままの状態では各鋼とも下部ベイナイトから上部ベイナイトへ変化する $20^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 付近と炭化物の凝集がおこる $5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 付近の冷却速度で靱性の急激な低下が見られる。ただし Ni 鋼では $5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 付近での靱性の変化は少なく $15^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以下の冷却速度では靱性は一定で劣化しない。焼もどしにより一般に靱性は回復するが、Cr 鋼では $10^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以下の冷却が遅いところでは靱性の回復があまりなく Ni, Mn 両鋼にくらべて著しく靱性が劣る。冷却速度の早いところでは鋼種による差は少ない。

Fig. 9(b)(c) に示すように、どの鋼種も冷却速度が遅くなるにしたがつて強さが低下する。冷却速度のもつとも早いところともつとも遅いところでは鋼種による強さの差は少ないが、中間の冷却速度では鋼種によつて異なる挙動を示す。すなわち冷却速度が遅くなるにしたがつて Ni 鋼はもつとも早く強さが低下するが、Cr 鋼ではフェライトが現われるまであまり強さは低下しない。Mn 鋼は両者の中間である。 600°C で焼もどすと強さの大きいほど軟化が大きく冷却速度による強さの差は小さくなるが、やはり Cr 鋼の強さが冷却速度の全域にわたつてもつとも高く、Ni 鋼はもつとも低い。

4. 考 察

本研究で行なつた組織観察を総合すると次のようになる。合金元素の変態生成物の形態におよぼす影響は高温の変態生成物ほど顕著になる。すなわちマルテンサイト、下部ベイナイトでは合金元素による形態の変化は検出しがたいが、上部ベイナイトでは明瞭になる。一方比較的高い温度で焼もどしたマルテンサイトは鋼種による強さと靱性の差が少ないが、ベイナイトでは強さはともかく靱性には鋼種による差が大きくあらわれる。連続冷却変態実験の結果も冷却速度が遅くなるほど組織、強靱性に差が生じることを示した。このような観点からベイナイトの組織と強靱性の関係が注目される。

前報¹⁰⁾¹¹⁾では 5%Ni-0.5%Mo 系にかぎつて研究したが、この場合組織と強靱性の対応は有効結晶粒径と炭化物の形状の 2 因子によりある程度説明できた。今回の研究においても同じ合金系においては組織と強靱性の関係は比較的つけやすい。まず焼もどしマルテンサイトの場合、Fig. 3 に示したように衝撃遷移温度と硬さの関係において各鋼とも 0.15%C より 0.3%C の方が靱性がすぐれているのは C 含有量の増加による組織の微細化に

ともなう破面単位の減少のためと説明される。またオーステナイト粒が粗大化すると焼もどしマルテンサイトの破面単位はいちじるしく増大し、靱性は大きく劣化する。ベイナイトについてもオーステナイト粒が粗大化した場合、1.5%X 系のうち Mn, Ni 鋼はオーステナイト粒が微細な場合に比較して靱性低下が大きい、Cr 鋼では少ない (Fig. 8)。また 2.5 および 5%Ni 鋼ではオーステナイト粒の粗大化によるベイナイトの粗大化が少ないが、1.5%Mn, Ni 鋼では粗大化が著しいことと対応づけられる。走査型電子顕微鏡で脆性破面を観察すると組織の粗大化したものは破面単位が著しく大きくなっている。また Fig. 6 においてオーステナイト粒粗大化によつて 0.15%C 鋼よりも 0.3%C 鋼の方に硬さの低下が見られ、靱性の劣化も大きい。オーステナイトの粗大化にともなつてベイナイト組織も粗大化することは前述したが、この組織の粗大化にともなつて炭化物も粗大化する。炭化物の数の多い 0.3%C 鋼の方が硬さと靱性の低下が大きいということは炭化物の強靱性に対する効果が大きいことを意味するものと考えられる。

連続冷却変態においても冷却速度が遅くなるにつれて組織も炭化物も粗大化し、これが強靱性の低下と対応する。

また同じ合金系において C 含有量を増せば炭化物の数が多くなるが、変態点が低下して組織が微細となり、それにつれて炭化物も微細になるため Fig. 8 に示したように靱性はあまり変化せず硬さだけが上昇するケースが多いと考えられる。

しかし合金元素の異なる場合、同じ温度で生成したベイナイトでも強靱性に著しい差が認められたが、これを有効結晶粒径と炭化物形状だけで説明することは困難である。Table 2 は 0.3%C-1.5%X 系の 425°C で生成したベイナイトの脆性破面から求めた破面単位の大きさとオーステナイト粒径であるが、破面単位の測定に誤差が大きいことを考えれば鋼種によつてそれほど大きな差はないといえよう (もし破面単位の大きさが 4μ から 5μ に変化したときの破面遷移温度の上昇は邦武¹³⁾によれば 20°C 程度にすぎない)。ベイナイトの組織につ

Table 2. Austenite grain size and unit crack length of bainite formed at 425°C in 0.3%C-1.5%X-0.5%Mo steels

	Austenite grain diameter	Unit crack length
Mn steel	14μ	4.4μ
Cr steel	17μ	4.6μ
Ni steel	15μ	5.2μ

いては Photo. 4 に示したように, Ni 鋼は塊状のベイナイトがほかの鋼よりも粗く, また炭化物ももつとも粗大である. このような組織的観点からすれば, Ni 鋼の靱性がもつとも劣り, Mn 鋼, Cr 鋼のそれはまさつていてもよいと考えられるが衝撃試験結果はその反対になっている. 0.15%C-1.5%X 系でも Photo. 1 に見たように組織も炭化物も Ni 鋼はもつとも粗大で, Mn 鋼がこれにつづき Cr 鋼ではこれらに比してはるかに微細であつた. この場合も脆性破面の大きさにあまり差がなかった. しかし靱性はやはり Ni 鋼がもつともすぐれ, Mn 鋼は同程度で Cr 鋼ははるかに劣つていた. 連続冷却変態実験においてもこの傾向はまったく同様である. 焼もどしマルテンサイトでも 600°C の焼もどしでくべた場合, 炭化物の凝集は Ni 鋼がもつとも著しいが, 靱性は鋼種の間にあまり差はなく, しいていえば Ni 鋼がもつともすぐれていた.

このように合金元素が異なる場合の靱性は組織因子だけでは説明できない. したがって合金元素によるマトリックスの intrinsic な靱性に対する影響を考える必要がある. この効果は焼もどしマルテンサイトでは顕著でないがベイナイト組織が粗くなり炭化物が成長して等軸フェライト組織に近くなるにつれて大きくなるものと考えられる⁹⁾.

一般に Ni の添加は鋼の低温靱性を改善することが知られている⁷⁾. Ni の添加により cross slip が容易になることが靱性改善の原因と考えられている¹⁴⁾が炭化物の存在する場合とくに有効であると思われる. Mn の添加は炭化物を微細化することが知られている¹²⁾が, Ni 鋼にあまり劣らない靱性を示す理由については, 変形挙動をさらにしらべる必要がある. Cr 鋼については, 炭化物形成元素であること, ベイナイト変態を著しく遅らせること, を考えるとマトリックスと炭化物の關係に特殊な要素を含む可能性もありさらに深い研究がのぞまれる.

マルテンサイトを低温で焼もどした場合, Mn 鋼, Cr 鋼の靱性が著しく低いことが知られた. オーステナイト粒が粗大な場合この条件ではどの鋼にも粒界破壊が見られたので, 合金元素による粒界破壊の感受性の相違も考えるべきであるが, それ以外にも低温で生成する整合な炭化物とマトリックスの intrinsic な靱性との相互關係もさらに研究する必要がある.

5. 結 論

Mn, Cr, Ni の3種の合金元素を 1.5 あるいは 2.5 %含みこれに 0.5%Mo を共通に含有させた鋼について

C を 0.15 と 0.3%, オーステナイト化温度を 950 と 1200°C に変化させた場合の焼もどしマルテンサイトとベイナイトの形態の変化と強靱性の關係をしらべ, 次のようなことがわかつた.

1) 合金元素により変態挙動は影響され, Mn 鋼ではベイナイトの生成温度範囲がもつとも低くなる. また Cr 鋼ではベイナイトの成長がもつともおそく変態の完了する温度範囲は狭い. Ni 鋼では既してベイナイトが得られる範囲が広い.

2) 合金元素によつてベイナイトの成長過程および炭化物の形態に特徴が認められる. たとえば 0.15%C-1.5%X 系で比較すると, Mn 鋼, Ni 鋼ではベイニティックフェライトの成長が著しくその間隙に粗大な形のくずれた炭化物が析出するが, Cr 鋼では組織も炭化物も微細で, 成長過程では炭化物の形成が遅いので虫くい状の組織を示す. このような Cr 鋼の特徴は Cr 量, C 含有量を増しても認められる.

3) どの合金鋼でも C 含有量が増せばベイナイト中のフェライトならびに炭化物は微細化するが炭化物数は増加する. オーステナイト粒を粗大化した場合, 1.5%X 系では C 含有量にかかわらず, Mn 鋼, Ni 鋼のベイナイトは粗大化するが, Cr 鋼では粗大化しない. しかし Ni 鋼でも Ni が 2.5% 以上になると粗大化しなくなる.

4) マルテンサイトを 600°C で焼もどした場合は合金元素の種類, 量によらず硬さと靱性はほとんど同じである. しかし低温で焼もどした場合, Ni 鋼では軟化が大きく靱性は劣化しないが, Cr 鋼と Mn 鋼では軟化が小さく靱性が著しく悪くなる. オーステナイト粒が粗大化した場合の焼もどしマルテンサイトの靱性劣化は一般に 0.3C 鋼よりも 0.15%C 鋼の方が大きい. この劣化は Ni 鋼がもつとも少ない.

5) ベイナイトの硬さは合金元素の影響が小さくほぼ生成温度に依存するが, 靱性は合金元素の種類, 量と C 含有量に大きく影響される. 一般にベイナイトの靱性は Ni 鋼がもつともすぐれ, Mn 鋼がこれにつぎ Cr 鋼はもつとも劣る. 合金元素の量を増すとベイナイトの靱性は低炭素の Ni 鋼の場合をのぞき劣化する. C 含有量が増した場合組織は微細化し, 靱性はあまり変らないが硬さだけが上昇するが多い. オーステナイト粒の粗大化にともなつてベイナイトも粗大化する場合は靱性も劣化する.

6) 連続冷却変態において冷却速度が遅くなるにつれて Ni 鋼がもつとも早く軟化するが靱性はあまり劣化しない. Cr 鋼はもつとも軟化が遅く, 靱性も劣化する. Mn 鋼は Ni 鋼に近い.

7) 合金元素の異なる場合ベイナイトの靱性は有効結晶粒径, 炭化物の形態だけでは説明できず, 合金元素によるマトリックスの intrinsic な靱性の変化も考慮する必要があると考えられる.

おわりに本研究をまとめるにあたり有益なご討論をいただいた東京大学荒木透教授に深く感謝いたします.

文 献

- 1) J. A. RINEBOLT and W. J. HARRIS: Trans. ASM, 43 (1951), p. 1175
- 2) W. P. REES, B. E. HOPKINS, and H. R. TIPLER: JISI, 177 (1954), p. 93
- 3) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING: JISI, 201 (1963), p. 518
- 4) H. KUBOTA, J. TANAKA, C. OOUCHI, and T. OUSUKA: Suppl. Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 1106
- 5) 邦武, 寺崎, 大森: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1877
- 6) 荒木, 佐川, 辛: 鉄と鋼, 59 (1973), S. 147
- 7) 荒木, 佐川, 辛: 鉄と鋼, 59 (1973), S. 686
- 8) 中島, 荒木: 鉄と鋼, 59 (1973), S. 684
- 9) 中島, 荒木: 強度と靱性部会資料
- 10) 鎌田, 腰塚, 船越: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 50
- 11) 鎌田, 腰塚, 船越: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 1225
- 12) W. JOLLEY: JISI, 206 (1968), p. 170
- 13) 邦武, 寺崎, 大森, 大谷: 「鋼の強靱性」(1971), 京都 p. 97, Fig. 11
- 14) W. JOLLEY: Trans. AIME, 242 (1968), p. 306