

© 1990 ISIJ

日本鉄鋼協会材料研究委員会

委員会報告

鉄鋼の変態挙動—実用材料の変態と性質—

邦 武 立 郎*

Materials Research Committee

Transformation Behavior of Steels—Transformation and Properties
of Commercial Steels—

Tatsuro KUNITAKE

1. 緒 言

材料研究委員会は昭和45年11月に発足し、鋼の「焼もどし脆性」¹⁾、「焼入性予測」²⁾³⁾および「破壊靱性」⁴⁾⁵⁾を主題としてそれぞれ約5年の期間を費やして共同研究を実施してきた。引き続き昭和60年以降は「鉄鋼の変態挙動—実用材料の変態と性質—」を主題として約4年間の研究活動を展開し平成元年に終了した。参加メンバーは川崎製鉄、神戸製鋼所、新日本製鉄、住友金属工業、大同特殊鋼、NKK、日本製鋼所、三菱製鋼(50音順)の8社で、事務局は日本鉄鋼協会におかれた。本報告はその成果の概要を述べたもので、詳細については既に日本鉄鋼協会から報告書が刊行されている⁶⁾。なお、この報告書には、数十種に及ぶ鋼について、加工オーステナイトからのCCT曲線が併せて収録されていることを付記しておく。

近年、鋼の製造プロセスや成分設計に大きな変革が見られた。例えば、低炭素系構造用厚鋼板では制御圧延技術の定着や加速冷却技術の実用化、さらに直送圧延への展開がある。また中炭素系機械構造用鋼においても、制御圧延や加速冷却の適用や、製造プロセスとの関連における合金元素の効果の再検討などがある。さらに今後のプロセスとして薄厚連続鋳片の直送圧延も検討されつつある。

今回の共同研究では、これら動向を踏まえて、「鉄鋼の変態挙動」を共同課題とし、実用鋼の現場工程を念頭におきつつ、その変態挙動とそこからもたらされる鋼の性質を調査した。共通課題の枠組は設定したが、具体的なテーマ選定は委員各社の自由な選択に委ねた。その結果、対象とする鋼材や研究方法は統一されていないが、主として厚板を対象とする高張力鋼と、鍛鋼・機械構造用鋼に二大別され、その内容は上述の技術動向に合致す

るものとなっている。また、共通する現象に着目すると三つに大別される。すなわち、1)加工をうけたオーステナイトからの変態と性質、2)急速加熱・冷却された鋼の変態と性質、3)再加熱された中炭素鋼の変態と性質である。1)では主として未加工オーステナイトからの変態との比較およびNb, Ti, V, Bなどのマイクロアロイ元素の効果、2)では急速加熱という非平衡状態オーステナイトからの変態におよぼす前組織の影響、3)ではベイナイトやマルテンサイトなどの低温における変態挙動が論じられている。以下にこの三つの分類に従ってその概要を述べる。

2. 実験方法

供試鋼はメンバー各社で自主的に溶製したものが用いられた。本報告中で直接実験結果を引用して説明した鋼について、その化学成分および担当研究機関のみをTable 1に示した。個々の実験条件の詳細は別途刊行されている報告書⁶⁾を参照されたい。ほとんどの研究において、加工変態実験には熱間加工再現試験装置(試料サイズ:8mmφ×12mm)が用いられ、機械試験を行う場合の加工変態実験には実験室圧延機とそれに連結した水冷装置が用いられた。

3. 加工をうけたオーステナイトからの
変態と性質

3.1 合金元素の影響

3.1.1 Nb, Ti, Vの影響

炭窒化物形成元素であるNb, Ti, Vなどは $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を抑制する。この効果はこれらの合金元素が γ 中で固溶している場合に現れる。Fig. 1はNb鋼を完全溶体化したあと低温 γ 域900°CでNbCの析出処理を行い、恒温変態させた結果である⁹⁾。 γ 中でのNbC析出が進

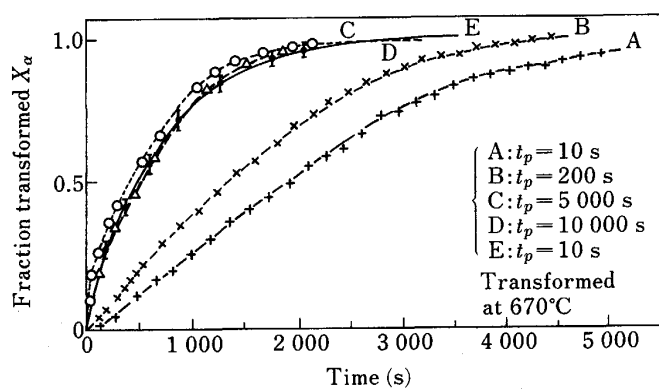
平成元年12月12日受付(Received Dec. 12, 1989)

* 本会材料研究委員会委員長 住金テクノリサーチ(株)社長 理博(Sumikin Techno Research, Ltd., 1-3 Nishinagasu-hondori Amagasaki 660)

Key words: transformation of steel; continuous cooling transformation diagram; mechanical properties; controlled rolling; accelerated cooling; microalloying; high tensile strength steel; medium carbon steel; spring steel.

Table 1. Chemical composition of the steels referred to in this report and laboratories where the researches were conducted. Ordered as they appear in this report.

No.	Chemical composition (wt%)															Laboratories	Ref.	
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al	Ti	V	Nb	B	N			
1	0.10	0.25	1.50	0.002	0.003					0.03	0	0	0		0.002	Sumitomo Metal Ind.	7)	
2	0.02	0.26	0.8	0.002	0.001	0.25	0	0.50	0.20	0.03	0.04	0.04	0	0	0.0002	0.0027	Kawasaki Steel	8)
	0.12		1.45	0.005			1.0		0.41	0.06					0.001	0.0037		
3	0.08	0.14	1.0	0.004	0.001	0.17	0.40	0	0	0.02	0	0	0	0	0.0033	Nippon Steel	9)	
	0.12	0.26	1.35	0.014	0.004	0.46	0.91	0.51	0.41	0.07	0.009	0.01	0.001	0.0056				
4	0.26	0.17	0.71	0.015	0.013			0.05	0.028				0			Kobe Steel	10)	
	0.48	0.26	1.58	0.022	0.021			0.15	0.032				0.031					
5	0.10	0.25	1.3	0.003	0.003					0.025			0		0.0021	Sumitomo Metal Ind.	11)	
			1.4	0.008	0.006								0.036		0.0084			
6	0.05	0.25	1.5	0.005	0.003					0.02	0	0	0	0	0.0028	NKK	12)	
	0.15									0.013	0.05	0.014	0.0011	0.0040				
7	0.29	0.23	0.72	0.001	<0.001			0	0			0		0		Daido Steel	13)	
	0.59	1.46	2.00	0.05				0.99	0.50			0.51		0.0015				
8	0.23	0.04	0.01	0.002	0.001				0.41			0.08				Japan Steel Work	14)	
	0.32	0.25	0.25				3.4	1.7		0.60			0.13					
9	0.50	0.25	0.67	0.02	0.01	0.13	0.07	0.67	0.02	0.017				0	0	Mitsubishi Steel Work	15)	
	0.58	1.45	0.92				0.25	0.19	1.00	0.05	0.038		0.21		0.0014			



A, B, C, D: 0.03%Nb bearing 0.10C-0.20Si-1.37Mn steels
E: Plain carbon steel

Fig. 1. Isothermal transformation at 670°C after various holding period, t_p , for NbC precipitation reaction at 900°C.

行するにともない α 変態が促進され、究極には Nb を含有しない鋼と同じ変態挙動を示し、固溶 Nb が α 変態を抑制することがわかる。

制御圧延・加速冷却プロセスにおいては、マイクロアロイ元素を単にオーステナイト化時の γ 粒の細粒化や析出強化に利用するばかりでなく、Mn, Ni, Cu, Cr, Mo などとともに変態制御に活用することも鋼の強靱化にとって重要である。そこでマイクロアロイ元素としてよく利用される Nb, Ti, V について α 変態抑制効果の定量的な比較が行われた。Fig. 2 に制御圧延後の未再結

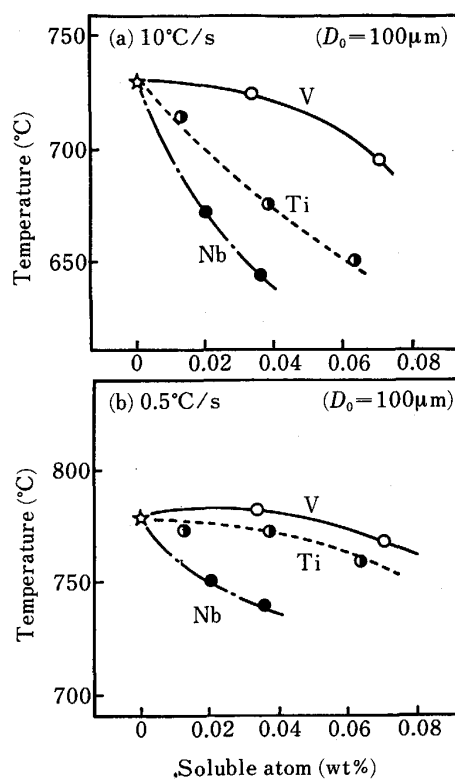


Fig. 2. Corrected A_{r3} temperatures of microalloyed 0.10C-0.25Si-1.5Mn steels with standard austenite grain size of 100 μm after hot deformation (50% reduction at 900°C), by using calibration factors of 0.097 and 0.091°C/ μm for (a) 10°C/s and (b) 0.5°C/s respectively.

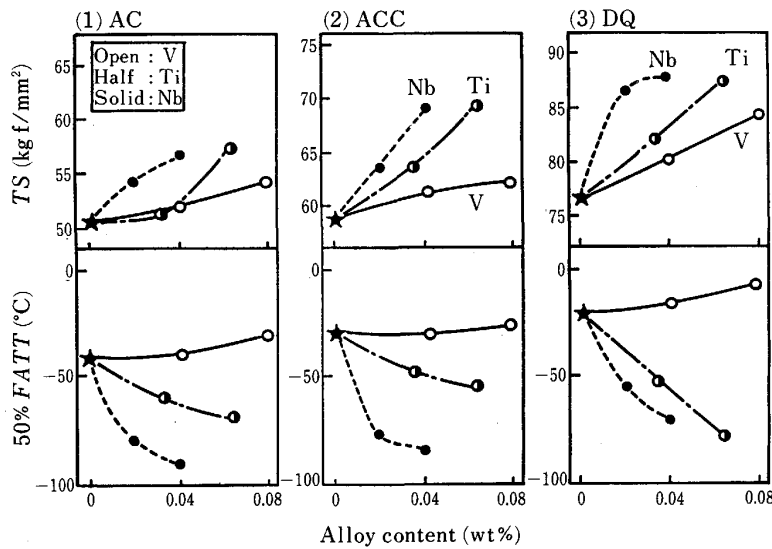


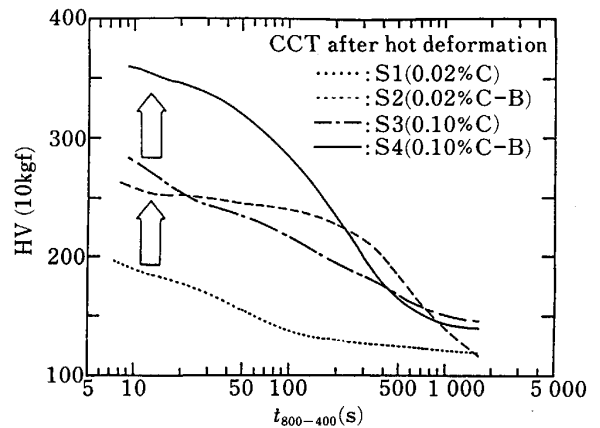
Plate thickness : 10 mm
 Finish rolling temperature : 800°C
 0.10C-0.25Si-1.5Mn steels

Fig. 3. Effects of addition of Nb, V and Ti on tensile strength and Charpy 50% FATT of (1) air cooled, (2) accelerated cooled to 500°C and (3) direct quenched after controlled rolling.

晶 γ に加速冷却を施したときの Ar_3 点に及ぼす固溶 Nb, Ti, V 量の影響を示す⁷⁾。固溶量は溶解度積から算出され、 γ 粒径の影響を調べた実験をもとに 100 μm の値のときの Ar_3 点に補正されている。 γ の焼入性向上効果は Nb の効果が最も大きく、次いで Ti, V の順である。この効果を γ 中の固溶元素による炭素の拡散抑制効果に起因すると仮定して、フェライトの核生成速度、成長速度への影響を見積もった変態速度式を作成した。なお制御圧延を施さない場合では、これらの元素による Ar_3 点に及ぼす効果はさらに顕著になる。上述の変態挙動に対する固溶 Nb, Ti, V の影響は鋼の強度と靱性に反映される。制御圧延のあと種々の条件で冷却された鋼の機械的性質を Fig. 3 に示す⁷⁾。加速冷却材での Nb および Ti 添加は強度上昇や低温靱性の向上に大きな効果があるが、一方 V 添加による強度・靱性改善効果は極めて小さい。加熱時の固溶元素量 0.01 wt% あたりの強度上昇効果は Nb, Ti, V の順に大きく、それぞれ 3.2, 2.7, 0.5 kgf/mm² であり、この強度上昇効果は Ar_3 点の変化の傾向と一致する。またマイクロ組織による強度解析によって、Nb と Ti 添加による強度上昇効果は主にベイナイト分率の上昇によるもので、靱性改善効果はフェライトの細粒化に対応することが確認された。マイクロアロイ添加による加速冷却材のベイナイト強化量は空冷材の析出強化量に比べ大きいので、加速冷却材(フェライト-ベイナイト組織)へのマイクロアロイ添加は空冷材(フェライト-パーライト組織)への添加に比較して有利である。

3.1.2 B, C の影響

再加熱プロセスで製造される調質鋼においては B が焼入性を高めることは旧知であるが、近年実用化の進んだ直接焼入れ (DQ) プロセスでは B の存在状態が必ずしも平衡状態にはないので、熱間加工をうけた γ からの変態挙動を明確にしておかなければならない。そこで、



S1, S2 : 0.02C-0.26Si-1.45Mn-0.25Cu-0.50Cr-0.41Mo-0.036V-0.064Al-0.0037N
 S3, S4 : 0.10C-0.26Si-1.01Mn-0.25Cu-0.50Cr-0.41Mo-0.036V-0.058Al-0.0027N

Fig. 4. Relationship between Vickers hardness and cooling time from 800°C to 400°C of specimens after hot deformation.

C 含有量を変化させた B 添加および無添加鋼 (炭素当量: $C_{eq} = 0.48\%$ 一定, B = 10 または 1~2 ppm, N = 27~37 ppm, Al = 0.06%) を用いて、加工後の連続冷却変態挙動と無加工の連続冷却変態挙動が調査され、その間の比較がなされた⁸⁾。Fig. 4 は熱間加工後再結晶した γ からの焼入性を調べた結果であるが、極低炭素鋼 (0.02% C) および低炭素鋼 (0.10% C) とともに B 添加により焼入性が向上する。この実験においてフェライト (F) 臨界析出冷却速度を求めると Fig. 5 が得られ、B 添加鋼のフェライト (F) 臨界析出冷却速度は C 含有量に依存せず両鋼でほぼ同一となるが、B 無添加鋼のそれは極低炭素鋼で著しく大きくなる。連続冷却変態図の上からは、0.02% C 鋼、0.10% C 鋼とも B 添加により Zw (中間段階組織) ノーズと F ノーズが長時間側に

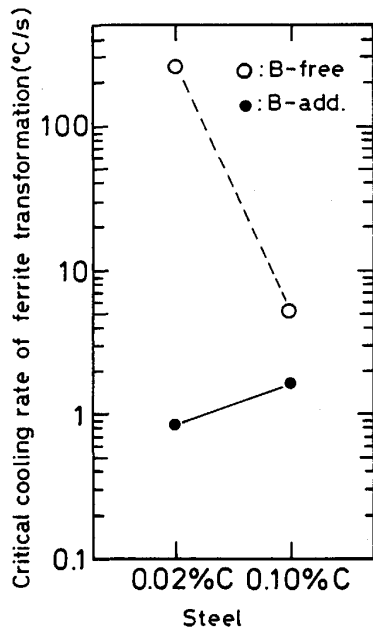


Fig. 5. Critical cooling rate of ferrite transformation on CCT diagram after hot deformation. Chemical compositions of steels are as same as those in Fig. 4.

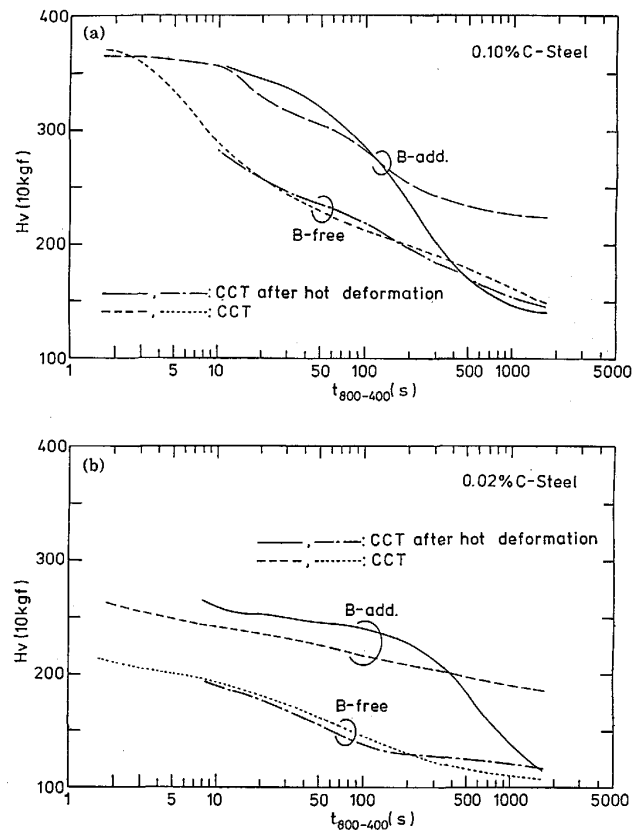
移行する。

加工 CCT 図と無加工の通常の連続冷却変態図(熱処理 CCT 図)を比較した場合 B 添加鋼 C 含有鋼とも、加工 CCT 図での Z_w ノーズは長時間側に移行して焼入性は向上するが、冷却速度の遅い領域では、F 析出が生じ逆に焼入性は低下してしまうことが明らかとなった。なお、B 無添加鋼においては加工による焼入性の変化がほとんど認められなかった。この様子を変態後の硬さと冷却速度の関係で示したものが Fig. 6 である。また N 量が 37 および 7 ppm の B 添加鋼の圧延終了から焼入れまでの時間を変化させた DQ 圧延実験から、固溶 B 量の多い低 N 鋼で再結晶の遅延することが示唆された。そして焼入性は熱間加工を受けた γ の再結晶挙動と γ 粒界への B の偏析状態で説明できる。すなわち γ 粒が再結晶し、再結晶粒界に B が再偏析した状態で最も焼入性が高く、次いで未再結晶 γ の状態の時であり、部分的再結晶状態、再結晶後で B 析出物が生成した状態の順に焼入性は低下する。

3.2 変態組織予測と強靱性の対比

制御圧延・加速冷却鋼の変態挙動を定量的に理解するためには変態前の γ の状態と冷却条件を共に考慮する必要がある。そこで微量 Nb を含む低炭素鋼を用いて、熱間加工後の γ の回復・再結晶挙動と冷却時の変態挙動をモデル化し、制御圧延・加速冷却過程の混合組織形成過程に適用する試みがなされた⁹⁾。

まず、制御圧延においては単位体積当たりの γ 粒界面積 S_γ と累積歪み量 ϵ_s の両者を γ の状態をあらわす



(a) Case of 0.10% C bearing steel

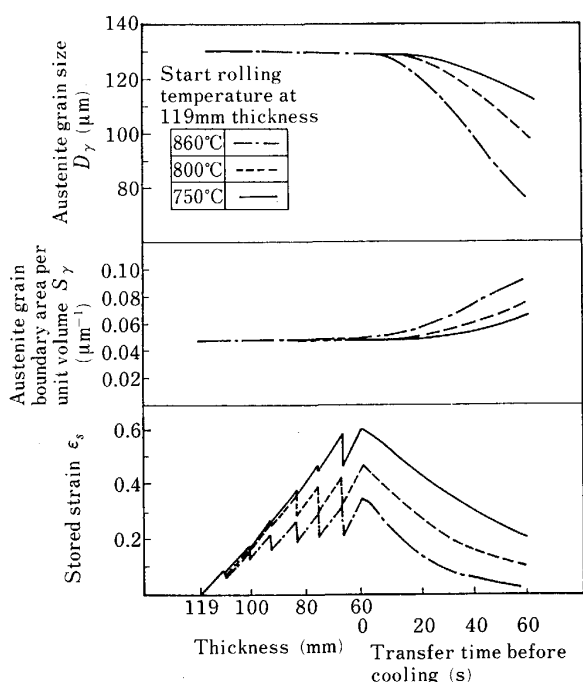
(b) Case of 0.02% C bearing steel

Fig. 6. Relationship between Vickers hardness and cooling time from 800°C to 400°C of specimens with and without hot deformation. Chemical compositions of steel are shown in Fig. 4.

指標とし、熱間加工開始から変態開始直前までの経時変化を計算可能とした。Fig. 7 は厚鋼板の仕上圧延(多パス)時およびその後の γ 粒径 D_γ 、 S_γ および ϵ_s の計算結果例である。熱間加工温度の低いほど加工中およびその後の ϵ_s が大きく、加工温度が高いと再結晶の進行が速いために D_γ の減少と S_γ の増加が認められ、これらは変態後のフェライト結晶粒微細化に寄与していることが確認された。

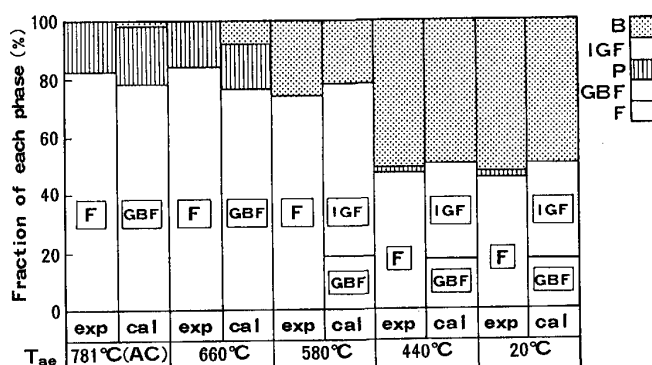
変態に関しては、 γ 粒界と粒内からのフェライト (α) 核生成を分離したモデルが提示され、加速冷却鋼に適用された。Fig. 8 は種々の加速冷却停止温度の場合につき、圧延実験による組織観察結果と、熱間加工モデルと変態モデルを適用して算出した組織予測を比較したものである。フェライト、パーライト、ベイナイトの組織分率が両者で良い一致が見られることに加えて、モデル計算によって γ 粒界および粒内から生成したフェライトの割合も知ることができる。

変態モデルから予測される組織分率および α 粒径をパラメーターとした強度と靱性の予想値を求める回帰式も作成された。Fig. 9 は Fig. 8 に対応する靱性の比較



0.08C-0.14Si-1.35Mn-0.12Cu-0.40Ni-0.004Nb-0.009Ti-0.024Al-0.0033N steel

Fig. 7. Change in D_γ , S_γ and ϵ_s during finish rolling due to decrease in rolling temperature.



F: Ferrite, GBF: Grain Boundary Ferrite, IGF: Intra-granular Ferrite, P: Pearlite and B: Bainite. Steel used is as same as that shown in Fig. 7

Fig. 8. Effect of finish temperature of water cooling, T_{ae} , on microstructure in the case of start temperature of finish rolling, T_f , 800°C.

である。図中の白丸は予測される組織分率および α 粒径のみを靱性予測のパラメータとした(1)式を用いて推定した場合であるが、一致のよくないデータは水冷停止温度が 440°C 以下のものである。この原因として、加速冷却後の靱性はフェライト分率や粒径などのようなマイクロ組織状態に加えて島状マルテンサイトやフェライト中の固溶炭素量などのよりミクロな現象が関与していることが推定された。図中の黒丸はフェライト中の固溶炭素量を考慮した(2), (3)式によるモデルと実験値の比較である。

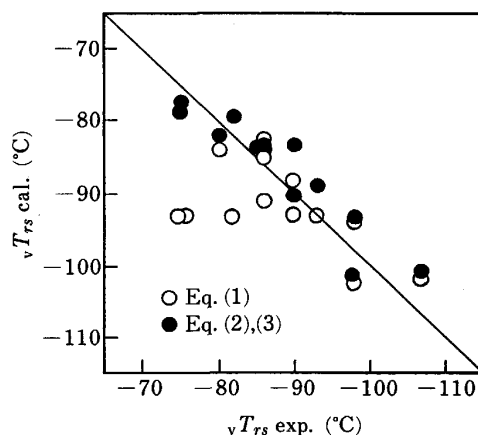


Fig. 9. Comparison of vT_{rs} between measured and calculated.

$$vT_{rs} = -85.8 (X_{FGB} + 1.35 X_{FIG} + 0.95 X_P + 0.95 X_B) \dots\dots\dots (1)$$

$$vT_{rs} = -90 (X_{FGB} + 1.32 X_{FIG} + 0.66 X_P + 0.66 X_B) + 230.0 C \dots\dots\dots (2)$$

$$C = S + (C_0 - S) \cdot 4 \exp(-at) / \{1 + \exp(-at)\}^2 \dots\dots\dots (3)$$

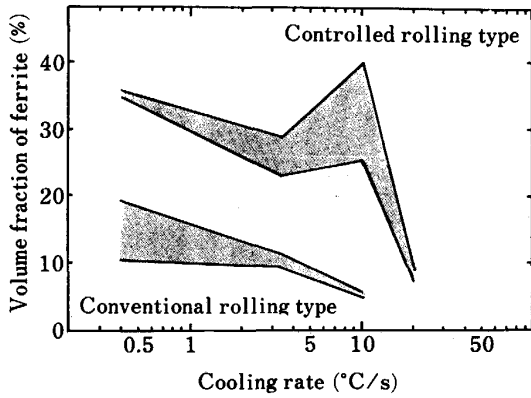
C: フェライト中の固溶 C, S: 平衡固溶炭素量, C_0 : 初期炭素量

$\alpha = K \cdot D_0^{-1/2}$, K: 定数, D_0 : α 中の炭素原子拡散係数 = $0.02 \exp(20100/RT)$

3.3 中炭素鋼の変態組織

制御圧延, 制御冷却技術の条鋼への適用は, 最近まで行われなかったが, これは条鋼が通常冷間鍛造, 冷間伸線, 機械加工などの2次加工工程とその後の熱処理を経て機械部品などに供されるためである。一般に冷間鍛造性や被削性を改善するために, 前処理が施されるため, 最近, 条鋼への制御圧延, 制御冷却が強度, 靱性の改善と同時に前熱処理の省略や簡略化のために行われている。これは, 通常, 条鋼の熱間圧延工程において, 中炭素鋼の γ 粒径を約 20 μm (粒度番号 8) 以下にするのは困難であるが, 制御圧延, 制御冷却を適用すれば γ 粒が微細化 (例えば 10 μm 以下) し, 焼入性が低下するため, 条鋼によく使用される中炭素鋼の軟化に有効に働くためである。そこで, γ 粒径を微細化するための圧延, 冷却条件および微細オーステナイトのフェライトへの変態挙動が調査された。また, 微細組織鋼の機械的性質や軟化処理の一つである球状化処理に伴う組織変化および冷鍛性についても調査がなされた¹⁰⁾。

中炭素鋼の熱間加工 γ の再結晶挙動に関して, Mn は再結晶を抑制するが, C, Nb 量の再結晶挙動に及ぼす影響は小さい。再結晶しやすい中炭素-低 Mn 鋼において, 初期 γ 粒 20 μm の材料に加工温度 850°C, 歪み速度 10/s の熱間加工を加えることにより, 10 μm 以下の超微細 γ 粒が得られることが明らかとなった。 γ 粒の微



0.45C-0.2Si-0.7Mn-0.12Cr-0.03Al steels

Fig. 10. Effect of cooling rate on volume fraction of ferrite conventionally and controlled rolled specimens.

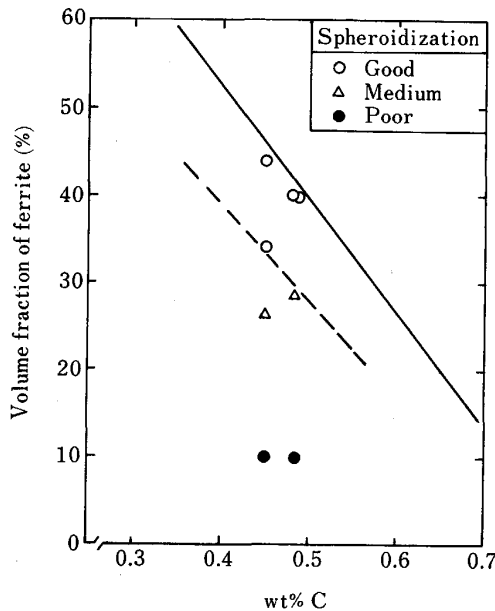
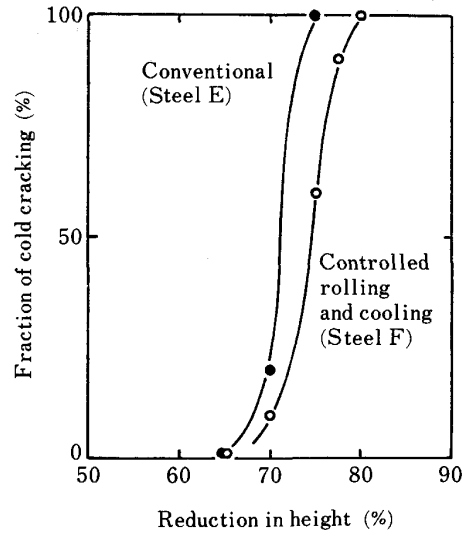


Fig. 11. Relationship between degree of spheroidization and volume fraction of ferrite in 0.48C-0.24Si-0.75Mn-0.15Cr-0.03Al-0.031Nb steel.

細化により初析フェライトの体積率の増加, フェライト粒径, パーライト粒径の微細化が起こり, 靱性の向上, 降伏強さの上昇がもたらされる。Fig. 10 に通常圧延材と制御圧延材のフェライト体積率におよぼす冷却速度の影響を示す。制御圧延材では γ 粒の成長が認められない 10°C/s の冷却速度でフェライト体積率が著しく増加することがわかった。

球状化速度に対するフェライト体積率の影響を調べた結果, Fig. 11 に示すように同じ C 量ではフェライト体積率の増加, すなわち実線で示される平衡状態に近づくほど, 球状化が促進されることがわかる。この理由は, 制御圧延, 加速冷却によるフェライト・パーライト組織



Steel E: 0.47C-0.17Si-0.73Mn-0.11Cr-0.032Al
Steel F: 0.47C-0.19Si-0.71Mn-0.13Cr-0.029Al

Fig. 12. Effect of controlled rolling and cooling on upsetting limit.

の微細化とフェライト体積率の増加が, 球状化熱処理時に二相域に加熱保持されている間のオーステナイトの生成速度と残留セメンタイトの形成に寄与したためと考えられる。微細フェライト・パーライト組織の簡略球状化熱処理後の球状化状態は良好であり, 冷鍛性にもすぐれていることが実機圧延材で確認された (Fig. 12)。

3.4 直送圧延の組織と性質

厚鋼板製造にも省エネルギーの観点から直送圧延プロセスの導入がさかんになってきている。そこで Nb 鋼を供試材として用い, 直送圧延時の変態組織と強度・靱性の変化に及ぼす直送圧延条件の影響について調査が行われた¹¹⁾。

Fig. 13 は熱間加工再現試験装置による 2 段圧縮試験で凝固組織をシミュレートした粗大 γ 粒の熱間加工後の回復・再結晶の進行に及ぼす加工温度, 加工度と加工後保持時間の影響を調べた結果である。加工温度が高く加工度が大きいと再結晶が短時間で進行する。

また, 铸造された鋼塊をある装入温度 (T_c) まで冷却後, 一定温度 (T_h) まで加熱し, 圧延開始温度 (T_s) を変化させ, 圧延終了温度 (T_f) を一定 (780°C) にし, その後空冷した鋼板 (12 mm 厚) の機械的性質を Fig. 14 に示す。この図から A_{r3} 点以上の温度で装入・直送圧延される Nb 鋼の強度・靱性バランスを改善するには, Nb の析出しない高温域の圧延初期段階で十分な熱間圧延を行って再結晶させることにより凝固ままの粗大な γ 粒を細粒化することが効果的であり, その最適領域は 1100°C 付近であることがわかる。

析出物調査の結果, A_{r3} 点以上で装入された Nb 鋼の Sol. Nb/Total Nb の比は 0.3~0.5 と高温再加熱圧延材と同程度であり, 強度上昇もこれに対応している。この

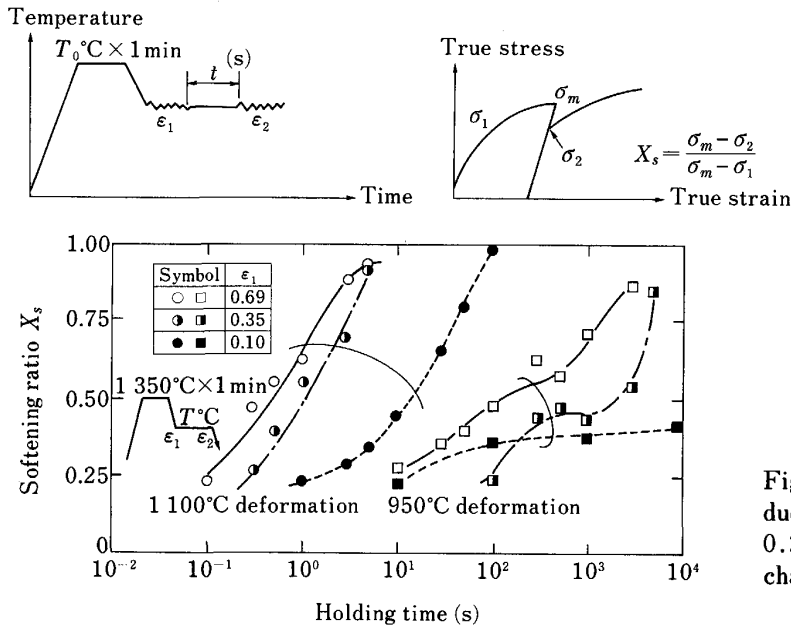


Fig. 13. Effect of first deformation reduction on softening ratio of 0.10C-0.23Si-1.34Mn-0.03Nb steel in hot charge rolling process.

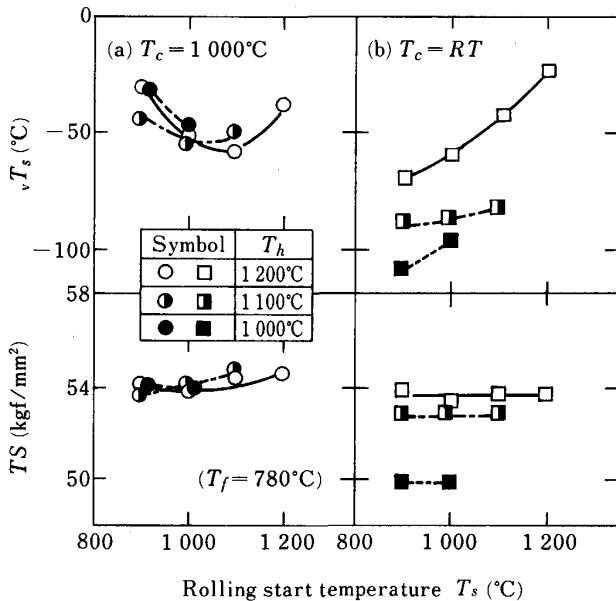


Fig. 14. Effect of rolling start temperature (T_s) on mechanical properties of 0.11C-0.25Si-1.35Mn-0.029Nb steel in hot charge rolling process.

ように Nb 鋼の A_{r3} 点以上装入の直送圧延では Nb が固溶状態で推移することおよび凝固ままの粗大な γ 粒が圧延初期 γ であることのために、未再結晶領域の拡大に起因して圧延開始温度が低いと再結晶による圧延初期 γ 粒の細粒化がはかれないために混粒のフェライト・パーライト組織となり靱性の劣化を招く。なお凝固ままの粗大な γ 粒の圧延による再結晶は casting 組織に依存し、圧延時内部の等軸晶部から始まり圧下量の増加・加工温度の上昇に伴い外周の柱状晶部に進行する。

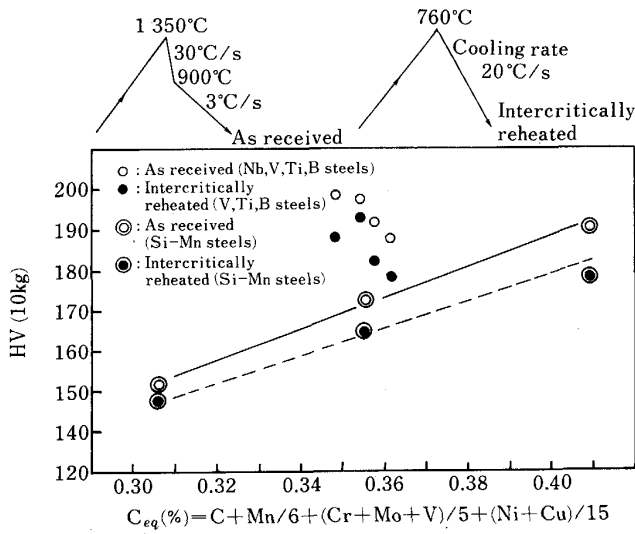
4. 急速加熱・冷却された鋼の変態と性質

4.1 溶接再現熱サイクル時の M-A 組織に及ぼす前組織の影響

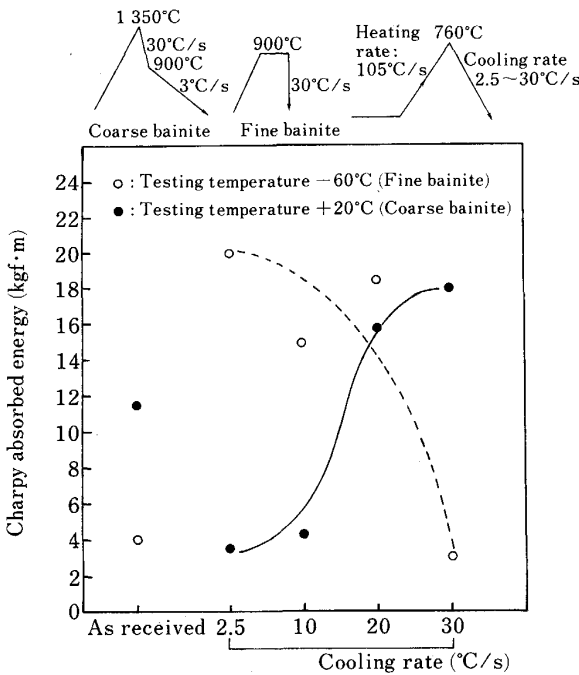
溶接部で二相域に加熱され、靱性が問題となる領域として A_{c1} 脆化として知られる HAZ-End、及び Bond 部がある。急速短時間加熱された場合、平衡からの隔りが大きくなりやすいために変態後の組織は加熱前組織の影響を受けやすい。そこでフェライト・パーライト組織、粗大ベイナイト組織、微細ベイナイト組織を前組織にもつ鋼の変態後組織と靱性に及ぼす二相域熱サイクルの熱サイクルパターンおよび成分系 (Si-Mn 系: $C_{eq} = 0.31 \sim 0.41$; Nb, V, Ti-B 系: $C_{eq} = 0.35 \sim 0.36$) の影響の調査がなされた¹²⁾。

(1) フェライト・パーライト組織: 二相域熱サイクルの付与によりパーライトの一部が γ 化し塊状の変態生成物を生じる。それらの硬度は成分系により異なり、いずれも残留 γ は計測されない。二相域熱サイクルが付与されると脆化し、その程度は成分系により異なる。(2) 粗大ベイナイト組織: 二相域再加熱により前組織中の残留 γ 量は減少し、硬さは低下する傾向にある (Fig. 15)。シャルピー衝撃特性は改善される方向にあるが、成分系によっては改善効果の認められないものもある。二相域加熱後の冷却速度が小さいと炭化物が成長し、その場合靱性は前組織の場合より低下する (Fig. 16)。

(3) 微細ベイナイト組織: 二相域再加熱前後で残留 γ は計測されなかったが、成分系によっては再加熱後 M-A が存在していると思われる硬さの第 2 相が観察されるものもある。粗大ベイナイト組織の場合と比較すると硬さの低下及びシャルピー衝撃特性の改善は大きく冷却速度の大きい場合を除いてすべての成分系で改善され



Si-Mn steels : 0.05~0.15C-0.26Si-1.5Mn
 Microalloyed steels : 0.10C-0.26Si-1.5Mn-Nb, V, Ti-B, Nb-TiB
 Fig. 15. Effect of intercritically reheating on hardness of coarse bainitic structure.



0.10C-0.26Si-1.52Mn-0.019Al-0.0035N steel
 Fig. 16. Effect of cooling rate after intercritically reheating (T_{max} : 760°C) on toughness of bainitic structure.

た (Fig. 16). 本組織の場合, 炭化物の成長が認められても前組織の場合より靱性は改善される. 従って Bond 部の二相域再加熱後の特性には M-A の増減, 炭化物の成長, 焼もどし効果による軟化の重畳した効果が影響を与え, 前組織と熱サイクルパターンの組合せによっても最も支配的な因子が決定されているようである.

レベラー試薬により白く観察される第2相は, それら

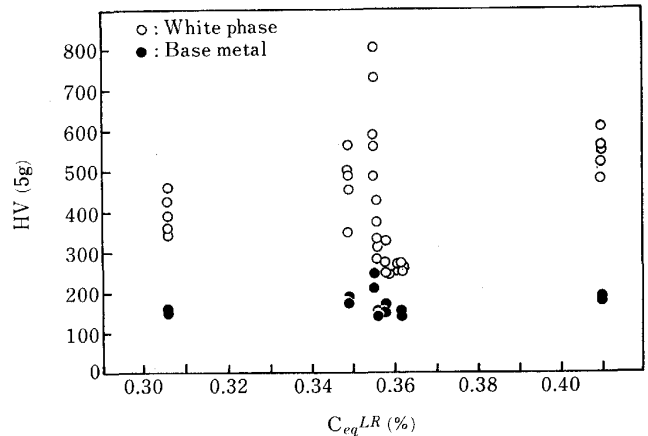


Fig. 17. Micro hardness test results of upper bainite structure by Lepera etchant. Steel used are as same as those in Fig. 15.

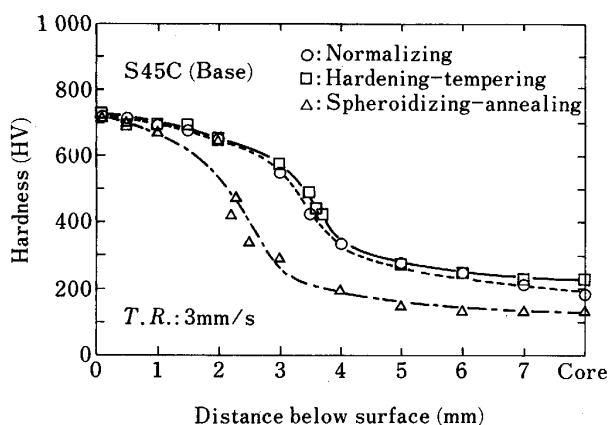
の硬さ (Fig. 17), 残留 γ 量の増減傾向より判断して M-A だけでなく中間段階組織等も含んでいると思われる.

4.2 中炭素鋼の高周波焼入性に及ぼす合金元素と前組織の影響

多くの機械構造用部品には表面硬化法に高周波焼入れが用いられている. さらに最近では機械加工と熱処理ラインの連続化や低合金鋼から炭素鋼への代替を目的として高周波焼入れの利用が増加している. 材料面からは品質安定化のために急速加熱時の変態挙動および急冷時に焼入れ挙動に及ぼす前組織と合金元素の影響を明らかにする必要がある. そのために, S45C をベースに C, Si, Mn, P, Cr, Mo, V, B 添加し, さらに前組織を変化させた炭素鋼の急速加熱時の変態挙動, 高周波焼入性の調査が実施された¹³⁾.

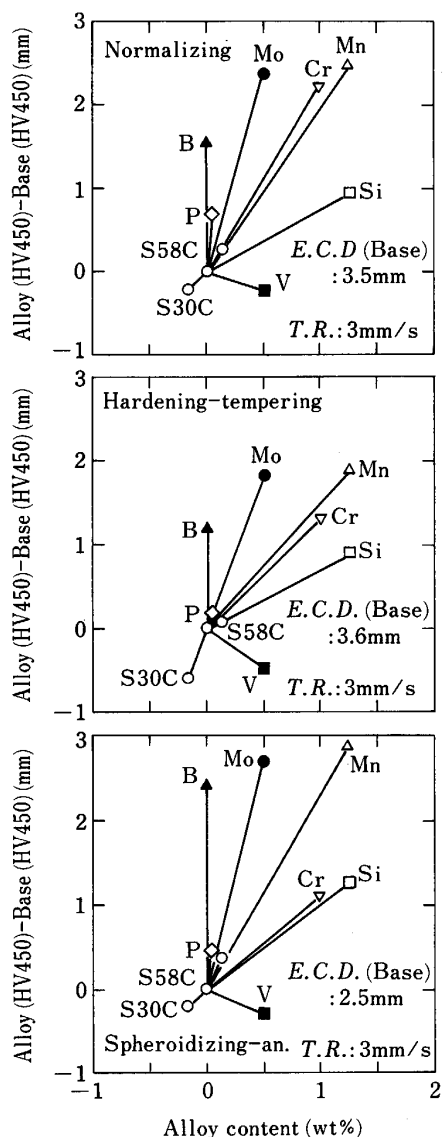
急速加熱に先だつ前熱処理として焼ならし, 焼入れ・焼もどしおよび球状化焼なまし処理が施された. Fig. 18 はベース鋼 (S45C) の高周波焼入性に対する前熱処理条件の影響を示したものである. 合金元素の影響はこれとの焼入深度の差で評価される. Fig. 19 に3とおりの前処理条件につきそれぞれ高周波焼入性に対する合金元素の影響を示す.

Ac_3 点は急速加熱によりすべての鋼種で上昇し, 前熱処理の影響は Cr 鋼を除きわずかであった. Ac_3 点および高周波焼入性に対する炭化物形成元素の添加の影響は急速加熱時の炭化物の溶解のしやすさから判断できる. いずれの前処理条件でも合金元素の添加によって高周波焼入性が低下するのは 0.5% V 鋼のみであり, これは比較的高温まで安定な VC を形成しているためと考えられる. Cr は球状化焼なまし組織では急速加熱時 Ac_3 点を上昇させ (焼ならし, 焼入れ・焼もどし組織では Cr 添加で低下), 前処理が焼ならしや焼入れ・焼もどし処理の場合に比べて高周波焼入性を劣化させる. これは球状



T. R. : Travelling rate in induction hardening

Fig. 18. Effect of pre-microstructure on induction hardenability.



E. C. D. : Effective case depth

T. R. : Travelling rate in induction hardening

Fig. 19. Effect of alloy elements on induction hardenability.

化焼なまし時に Cr がセメンタイト中に分配しセメンタイトを高温まで安定化させるためと考えられる。一方, Mo の変態点に及ばず前組織依存性は少なく, 高周波焼入性が良好であるのは独自に形成する炭化物の固溶が比較的速いためである。球状化焼なまし処理後に急速加熱された鋼の焼入組織の観察結果では, 1.0% Cr 鋼で未溶解セメンタイトが認められた。

組織依存性が少なく, 高周波焼入性を安定して高める主要元素は Mo, Mn でありさらに B, P は微量で効果のあることが確認された。また Si も焼入性向上に寄与する。Mn は変態点を下げ, Si は上げるが, 前組織の依存性はともに小さい。Mn は変態点が低いためオーステナイト化しやすく熱影響層そのものが深くなることにより高周波焼入性も増大させる。

5. 再加熱された中炭素鋼の変態と性質

5.1 NiCrMoV 鋼における合金元素の影響

NiCrMoV 鋼は焼入性が良く, 高強度, 高靱性を示すことから大型鍛鋼機器素材として用いられるが, 焼もどし脆化感受性が高いために, P, Sn, Sb, As などの不純物元素の低減ばかりでなく, よりいっそうの焼もどし脆化感受性低下のためにさらに Si や Mn を低減することも望まれる。この目的のために Si および Mn を全く含まない NiCrMoV 鋼 (0.3C-3.4Ni-1.7Cr-0.4Mo-0.08V) の変態挙動および強度, 靱性が C, Si, Mn, Ni, Mo および V 等の合金元素増量の影響との関連で検討がなされた¹⁴⁾。

NiCrMoV 鋼の変態挙動への Mn, Si, V, Ni, Mo の影響は本実験の変動範囲では明瞭ではないが, 焼入後の硬さ等の検討から, 本実験の合金元素の挙動の範囲では Mn, Mo, Ni, V, Si の順にベイナイト変態をおくることが判明した。この結果として低 Si-低 Mn 鋼はベイナイト変態が最も短時間側で生じる。また Si 含有鋼は低冷却速度でオーステナイト相が安定し, 冷却後, 相当量の γ が残留するが, Si, Mn フリー鋼では残留 γ はほとんど認められず, 安定した変態組織が得られる。

各鋼の焼もどし後の引張強さは焼入時の冷却速度に大きく影響されない。しかし合金成分に起因する引張強さの影響は大きく, 炭化物形成元素である Mo や V の増量, Si の増量による引張強さの増分が大きい。一方, 0.02% 降伏強度への合金成分の影響は引張強さにくらべて小さく, 降伏強度は焼入速度の減少に従って徐々に低下する。靱性は鋼の引張強さおよびベイナイト変態開始温度または焼入時の冷却速度の影響を強く受ける。焼もどし後の FATT に及ぼす焼入時冷却速度の影響を Fig. 20 に示す。Fig. 21 は FATT とベイナイト変態開始温度 (B_s) の関係を示したものであるが, ほぼ直線関係にあり, その傾きは強度に依存せず変態時に形成されたへき開破面を構成する組織に依存する。

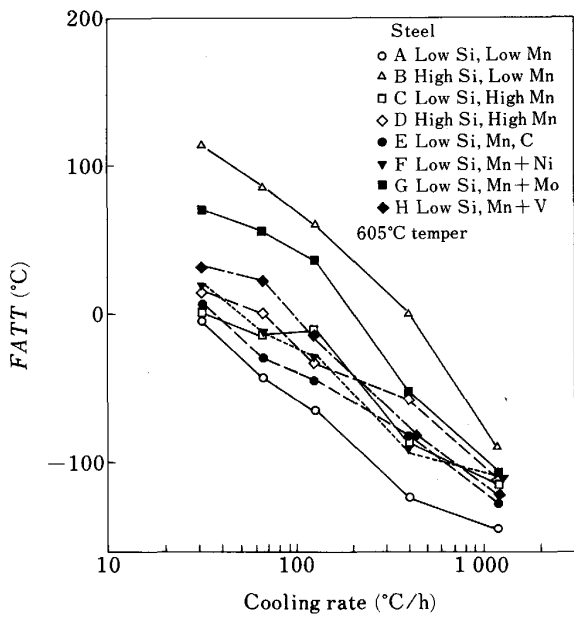


Fig. 20. Effect of cooling rate on *FATT* of 0.3C-3.4Ni-1.7Cr-0.4Mo-0.08V steels.

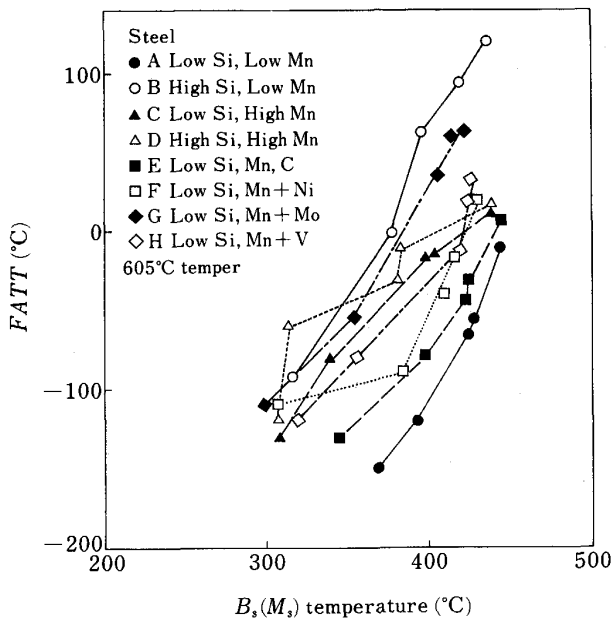


Fig. 21. Relationship between bainite transformation start temperature, B_s , and *FATT* of 0.3C-3.4Ni-1.7Cr-0.4Mo-0.08V steels.

各鋼について同一 B_s 温度における *FATT* は引張強度と良好な関係にあり、強度の上昇に従って、ほぼ比例関係で上昇する。Fig. 22 はその例である。一方、*FATT* と 0.02% 降伏強さの間には明確な相関は認められない。同一降伏応力レベルでは低 Si-低 Mn 鋼の靱性が最も良好である。

破壊靱性値 K_{Ic} の遷移挙動については、シャルピー試験での *FATT* の挙動と全く同様であり、遷移挙動は

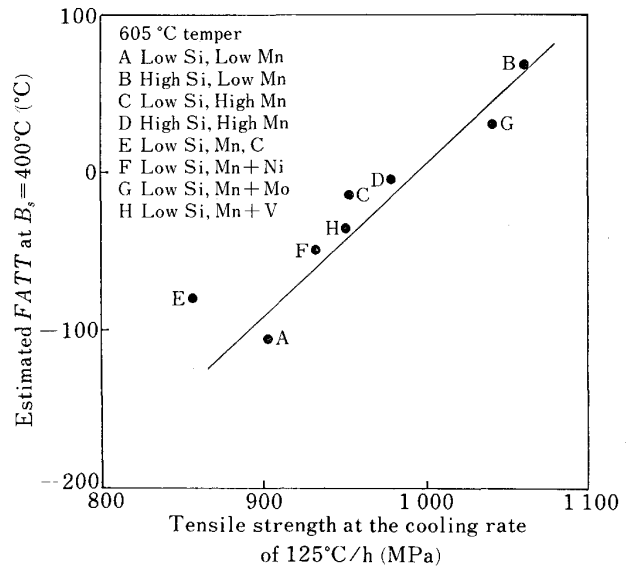


Fig. 22. Relationship between tensile strength and estimated *FATT* at $B_s = 400^\circ\text{C}$ of 0.3C-3.4Ni-1.7Cr-0.04Mo-0.08V steels.

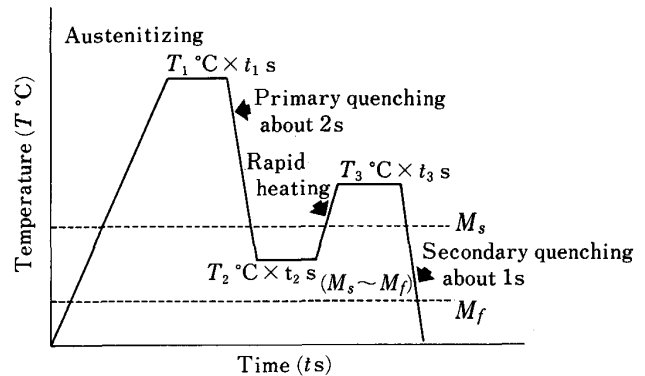


Fig. 23. Schematic illustration of experimental conditions.

B_s 点温度に比例して変化する。これは破壊靱性の遷移挙動とシャルピー試験の *FATT* に良好な相関関係があることを示唆する。

5.2 ばね鋼におけるマルテンサイト変態温度域への影響

熱間成形ばね鋼では組織をマルテンサイト化する必要があるが、一般に十分に焼入性が高いので、実作業では焼割れを防止するため焼入冷媒からの引上温度の管理が重要となる。この観点から数種のばね鋼のマルテンサイト変態過程における変態温度と変態量との関係についての調査がなされた¹⁵⁾。

対象とした鋼種は SUP9 (0.58C-0.32Si-0.74Mn), SUP10 (V 添加鋼), SUP11A (B 添加鋼) および SUP12 (Si 増量鋼) である。全自動変態点測定装置を用いて Fig. 23 に示す熱サイクルパターンを与え、温度 T_2 で生じたマルテンサイトが温度 T_3 で焼もどしされ、

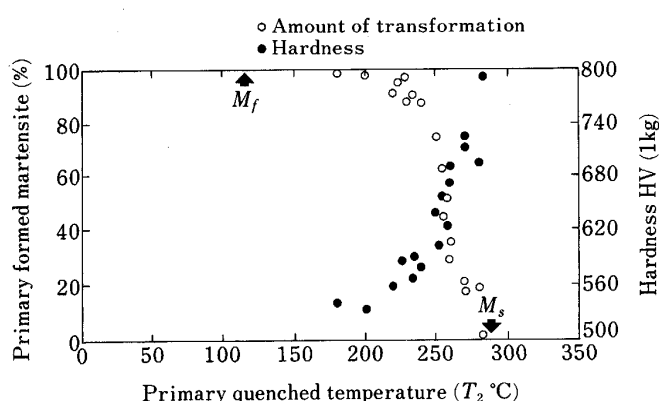


Fig. 24. Relation between primary quenched temperature and volume fraction of martensite transformed (SUP9 steel).

未変態 γ がその後の急冷でマルテンサイト化することを利用して、ミクロ組織の調査により M_s 点から変態温度までの温度差 ($M_s - T_2$) と変態量の関係を求めた。Fig. 24 は SUP9 鋼の測定結果である。SUP9, SUP11A, SUP10, SUP12 の順で $M_s - T_2$ が小さい温度で変態が進むことがわかった。

6. 結 言

以上、材料研究委員会の成果の概要について述べた。近年、鋼の製造プロセスの変革にともない鋼の変態挙動の理解の重要性がますます高まっている。すなわち変態挙動を現象論的に取り扱うばかりでなく、更に基本的な物理冶金学的立場からの探求を必要としている。今回の共同研究では、この点が十分に掘り下げられたとは言いがたいが、実用鋼においてその試みに踏み出したものと考えたい。今後においていっそう活発な研究の継続が望まれるが、本委員会の研究成果が今後の展開に少しでも貢献できれば幸いある。

本委員会は年に約3回、計12回の委員会会合の開催をもって運営されてきたが、その活動に対する委員各位

をはじめ、鉄鋼協会関係者および各社の絶大なご支援、ご協力に深く感謝するしだいである。

付録 材料研究委員会の構成

- 委員長 邦武立郎 (住金テクノロジー)
 委員 志賀千晃 (川崎製鉄)
 勝亦正昭 (神戸製鋼所)
 森川博文[†] (新日本製鉄)
 大谷泰夫^{††}, 橋本 保 (住友金属工業)
 飯久保知人, 磯川憲二 (大同特殊鋼)
 三瓶哲也, 田川寿俊 (NKK)
 田中泰彦, 岩館忠雄 (日本製鋼所)
 高崎惣一, 内堀勝之 (三菱製鋼)

(以上会社名 50 音順)

事務局 (日本鉄鋼協会) 続木雄次, 薄井末男

([†] 幹事, ^{††} 幹事長, 旧委員を含む)

文 献

- 1) 鋼の焼もどし脆性に関する研究 (日本鉄鋼協会材料研究委員会編) (1975)
- 2) 鋼の焼入性予測に関する研究 (日本鉄鋼協会材料研究委員会編) (1980)
- 3) 金沢正午: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 295
- 4) 鋼材の破壊靱性に対する高純化の影響 (日本鉄鋼協会材料研究委員会編) (1985)
- 5) 大橋延夫: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 747
- 6) 鉄鋼の変態挙動—実用材料の変態と性質— (日本鉄鋼協会材料研究委員会編) (1989)
- 7) 岡口秀治, 橋本 保, 大谷泰夫: 文献 6), p. 60
- 8) 小関智也, 天野虔一, 志賀千晃: 文献 6), p. 49
- 9) 森川博文, 吉江淳彦, 藤岡政昭: 文献 6), p. 5
- 10) 勝亦正昭, 金築 裕, 佐藤始夫, 李 付真, 澤田裕治: 文献 6), p. 83
- 11) 鎌田芳彦, 橋本 保, 渡辺征一: 文献 6), p. 70
- 12) 作井 新, 阿部 隆, 田川寿俊, 三瓶哲也: 文献 6), p. 31
- 13) 瓜田龍彦, 並木邦夫: 文献 6), p. 100
- 14) 田中泰彦, 寺島和智郎, 長谷川久: 文献 6), p. 118
- 15) 高崎惣一, 内堀勝之: 文献 6), p. 137