

UDC 669.14.018.295 : 669.15'28'74'293-194 : 621.771.012 :
620.186 : 539.31.4

論 文

低炭素-高Mn-Mo鋼の低温オーステナイト域圧延による
変態挙動と機械的性質*

橋本 保**・沢村 武彰***・大谷 泰夫****

Transformation and Mechanical Properties of Low Carbon-High
Mn-Mo Steel by Controlled Rolling

Tamotsu HASHIMOTO, Takeaki SAWAMURA, and Hiroo OHTANI

Synopsis:

A study was made of the effect of controlled rolling on austenite to ferrite or bainite decomposition, and also on the resultant mechanical properties. Several laboratory heats of 0.05C-1.9Mn-0.25Mo-0.06Nb steel were used with emphasis on the role of austenite forming elements such as carbon and manganese and that of ferrite forming elements such as silicon, molybdenum and vanadium. Controlled rolling were carried out after heating slabs at temperatures of 1100°C and 920°C.

The results can be summarized as follows.

- 1) Fine duplex microstructures of ferrite plus bainite, or ferrite plus martensite, were obtained by controlled rolling, resulting in an excellent combination of toughness and tensile strength above 70 kg/mm².
- 2) By applying controlled rolling, the austenite to ferrite transformation was accelerated, while the austenite to bainite transformation was shifted to lower temperature range. Thus, the separation of the above two transformations was accompanied by the increased volume fraction of ferrite, and by the decreased volume fraction of martensite or bainite. However, the obtained hardness was increased.
- 3) Similar separation of the transformations could also be achieved by increasing silicon content.

1. 緒 言

制御圧延による非調質高張力鋼の高強度化に対しては、フェライト・パーライト組織鋼では低温靱性、溶接性を考慮した場合、引張強さ 60 kg/mm² 級鋼が限界のようである¹⁾。そして、これ以上の高強度を得る方法の一つにベイナイト・マルテンサイトなどの低温変態組織を利用する方法があり、高 Mn あるいは高 Mo 系の FARMA 鋼²⁾、アシキュラーフェライト鋼³⁾、熱延ベイナイト鋼⁴⁾などが開発されている。これらの研究は主として Mn, Mo などによる焼入性能の向上により得られるも密な低炭素ベイナイト組織の優れた強靱性を活用したもので、制御圧延は補助因子に近く、むしろ広義のベイナイト-相鋼とみなせる。近年発達した制御圧延によるオーステナイト (以下 γ と略す) 粒の再結晶挙動あるい

はフェライト (以下 α と略す) 粒の歪誘起変態など⁵⁾が、これら焼入性の高い鋼の変態挙動におよぼす影響は不明な点が多い。

著者らは制御圧延材の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態挙動を調査した結果、Mn, Mo, Cr などの焼入性を高める成分を多く含んだ鋼を γ 相の低温域で強圧下すると α 粒とマルテンサイトの二相鋼になりやすく、制御圧延条件が鋼のマイクロ組織におよぼす影響の大きいことをすでに報告した⁵⁾⁶⁾。本研究はこの知見にもとづき高 Mn-Mo-Nb 系の低炭素アルミキルド鋼を用いて制御圧延条件と鋼の変態挙動および機械的性質との関係、さらに変態挙動におよぼす C-Si-Mn-Mo-V などの主要成分元素の影響、などについて検討したものである。その結果、 $\gamma \rightarrow \alpha$ の変態と $\gamma \rightarrow$ ベイナイト変態の温度域が圧延加工により、前者はより高温側へ、後者はより低温側へと移動し両変態の分離が

* 昭和 52 年 4 月, 53 年 10 月 本会講演大会にて発表 昭和 53 年 12 月 25 日 受付 (Received Dec. 25, 1978)

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratories, Sumitomo metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagasu-hondori Amagasaki 660)

*** 住友金属工業(株)中央技術研究所(現:鹿島製鉄所) (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., Now Kashima Works)

**** 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

促進される挙動が認められた (本文ではこの現象を分離型変態と称している). 本報ではこの現象に着目して圧延条件, 化学成分の影響についての検討結果を報告する.

2. 実験方法

2.1 制御圧延条件の影響の検討実験

制御圧延にて加熱温度の低下, 低温域加工度の増加は焼入性の高い鋼種に対してはポリゴナル α の生成を促進し良好な強靱性が得られる⁷⁾. 第3章ではかかる低温域強圧延材の圧延後の γ 粒から α またはベイナイト・マルテンサイトの低温変態組織への変態挙動を観察するために, 圧延後空冷中の所定温度から焼入れする方法により変態挙動を調査した.

供試材は高周波炉大気溶解により溶製した 0.05% C-0.25% Si-1.87% Mn-0.006% P-0.007% S-0.38% Mo-0.06% Nb-0.037% sol. Al-0.0078% N の成分を有する 100 kg 鋼塊を使用した. 熱間鍛造により 80t×110w (mm) に鍛伸した後, 熱間圧延 (1250°C 加熱) にて 20 mmt に減厚した鋼片を供試材とし, Table 1 に示す二種の制御圧延を実施した. CRA は通常の低温加熱圧延法であり, CRB は鋼の A_c3 変態点直上に加熱し初期 γ 粒の細粒化を図った圧延法である. 実生産では多パス圧延となるが現象の簡便化のためパス回数を減らし1パスあたりの圧下量を多くした. 使用した熱間圧延機はロール径 250 ϕ (mm), ロール回転数 40 rpm である. 所定温度で圧延後, 冷却途中で氷食塩水中に焼入処理をした. 得られた 5 mmt の鋼板からマイクロ組織観察と微小引張試験片 (L方向, 平行部 t=4, w=6, L=30 mm) を採取し, インストロン型試験機にて 2 mm/min の引張り速度で試験した. 又空冷材からは t=4 mm, 2 mm V ノッチの C 方向シャルピー衝撃試験片を採取し, 破面遷移温度と吸収エネルギーの測定を行った.

2.2 化学成分の影響の検討実験

第3章で得られた制御圧延による分離型変態の促進作用に関し, 第4章では Table 1 の CRA, CRB の二圧延法にて, C・Si・Mn・Mo・V などの主要成分元素の量を増減させてそのマイクロ組織および機械的性質の変化を求めて, 分離型変態とこれら成分元素の関係を調査した.

Table 1. Hot rolling condition.

Rolling	Slab heating temperature (%)	Pass schedule			
		20 → 15 → 10 → 5 t (mm)			
CR-A	1100	1000	750	700	(°C)
CR-B	920	800	750	700	(°C)

Table 2. Chemical compositions of tested materials.

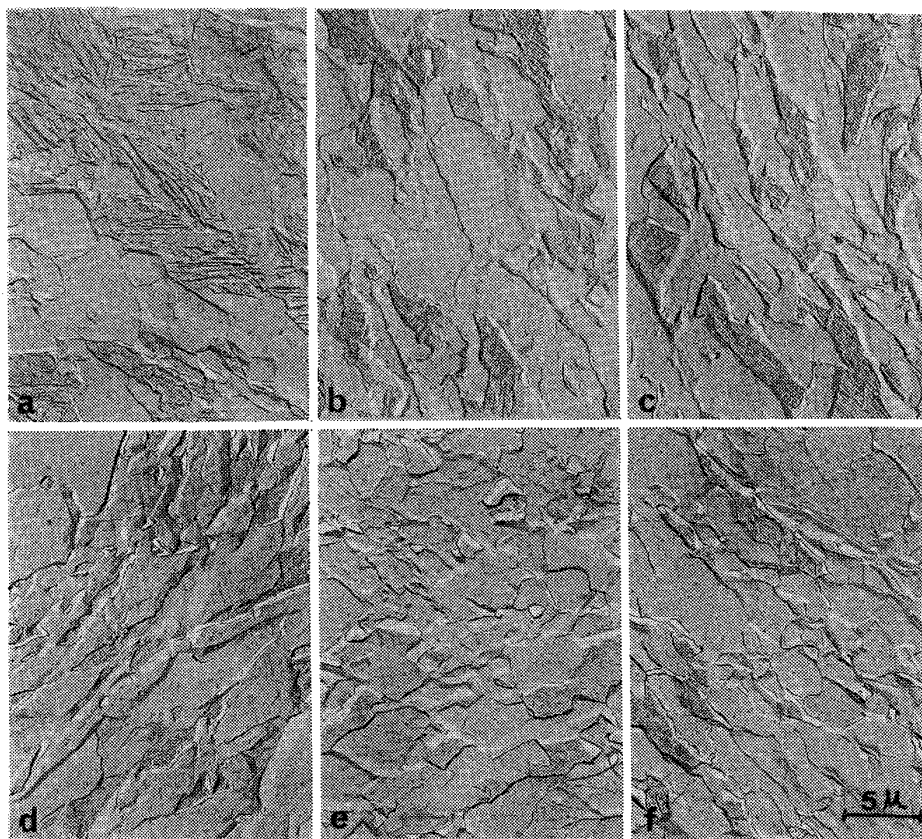
Steel No.	C	Si	Mn	Mo	Nb	sol. Al	Others
1 Base	0.05	0.25	1.96	0.25	0.06	0.032	(P)
2 0.03C	0.03	0.25	1.90	0.24	0.06	0.032	0.005
3 0.08C	0.08	0.29	1.88	0.25	0.06	0.036	0.007
4 0.9 Mn	0.06	0.23	0.93	0.25	0.06	0.034	(S)
5 4.1 Mn	0.05	0.27	4.10	0.24	0.07	0.037	0.006
6 0 Mo	0.05	0.25	1.94	0.00	0.06	0.036	0.011
7 0.40Mo	0.06	0.25	1.90	0.40	0.06	0.037	(N)
8 0.05Si	0.05	0.05	2.00	0.25	0.05	0.031	0.010
9 0.55Si	0.06	0.55	1.93	0.25	0.07	0.039	
10 0.08V	0.05	0.27	2.01	0.26	0.06	0.034	V:0.08

供試鋼の化学組成を Table 2 に示す. 0.05% C-0.25% Si-2.0% Mn-0.25% Mo-0.06% Nb 鋼を基準鋼として, γ 生成型元素の C, Mn および α 生成型元素の Mo, Si, V の添加量を変えた. その他の実験方法は 2.1 節とすべて同じである.

3. 制御圧延材の変態挙動と機械的性質

3.1 冷却途中の変態挙動の観察結果

CRA の圧延後の変態の進行過程を観察した. Photo. 1 にその電子顕微鏡写真を示す. 初析 α は 650°C ではすでに析出していて, 600~550°C の温度では $\gamma \rightarrow \alpha$ の変態が更に進み約 50% の α 相を生成している. ただし, 後述するが 600~550°C 間でのマイクロ組織はほとんど同一のものであった. 粗な組織のベイナイト変態は約 550°C 付近から生じて 400°C ではほぼ終了していた. この段階での未変態 γ 部は室温までにさらに密なベイナイトかマルテンサイトに変態しているのである. Photo. 2 には CRB の場合の観察結果を示す. 700°C の最終圧延直前にはすでに約 60% の α 相が生成している. この状態で 50% 圧下に加わったのが写真 b であり α と γ 粒はそれぞれ伸延されていて, 加工 α 中には高温での加工であるため動的回復したと思われる亜粒界⁸⁾も認められる. 冷却が 650~RT と進むとマルテンサイト化した旧未変態 γ 部に相当する部分は次第にその量を減じながら最終的に得られる AC 材 (写真 e) では細長い島状のマルテンサイトもしくはベイナイトと, 等軸性 α (加工歪を受けたものと受けないものの二種) との微細混合組織が得られている. CRA, CRB とともに γ の低温域での圧下が 67, 75% と大きい. このような場合には, アシキュラーフェライト又はベイナイト-相鋼よりも, 等軸性 α と微細な低温変態生成物との二相鋼になりやすいこと



a) 650°C I.B.Q. b) 600°C I.B.Q. c) 550°C I.B.Q.
d) 500°C I.B.Q. e) 400°C I.B.Q. f) A.C

Photo. 1. Electron micrographs, showing transformation behaviour from austenite to ferrite, bainite and martensite. Steels were quenched from several temperatures into iced brine after CRA rolling.

が確認された。

Fig. 1 に圧延後冷却途中の焼入材の焼入温度と焼入ままの引張強さ (TS) の関係を示す。この TS 変化から間接的ではあるが冷却中の $\gamma \rightarrow \alpha$ 、またはベイナイト・

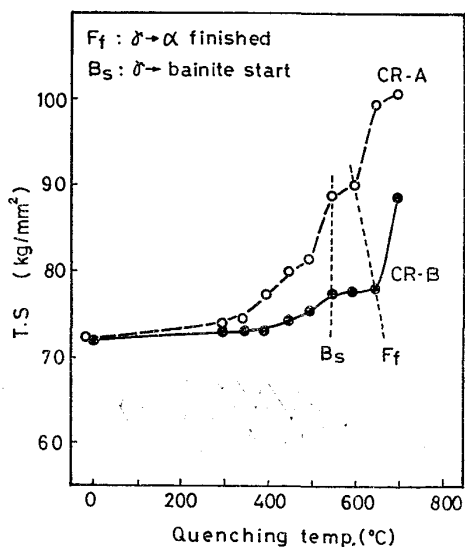


Fig. 1. Relation between tensile strength and quenching temperature after CRA and CRB rolling.

マルテンサイトへの変態温度領域を知ることが可能である。Photo. 1, 2 に対応させると、Fig. 1 にて 700~600 °C にかけての TS 変化は $\gamma \rightarrow \alpha$ で変態の進行を示すものであり、TS の低下は焼入温度の低下とともにマルテンサイト化する部分(焼入時の未変態 γ 部)の体積率が減ずるからである。そして 550~400 °C にかけての TS 変化はベイナイト変態の進行に対応する。400 °C 以下では未変態 γ 部は急冷、空冷の冷却方法を問わずマルテンサイト化するので大きな TS 変化はない。Fig. 1 にて注目すべき現象は図中に点線で示したように TS 一定の温度域が現われることであり、これは $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を終了し、次のベイナイト変態を開始するまでの変態潜伏期とみなせる。この現象は Photo. 1 の b と c、Photo. 2 の c と d の比較によっても確認される。しかもこの潜伏温度域が CRA では 600~550 °C であるのに CRB では 650~550 °C と後者の方が $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が高温度側に移行された形で、潜伏温度域が拡大されていることも注目される。加熱温度の低下、低温域加工度の増加といった制御圧延条件の変化により $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態と、 $\gamma \rightarrow$ ベイナイト変態の温度域の分離が促進されているのである。

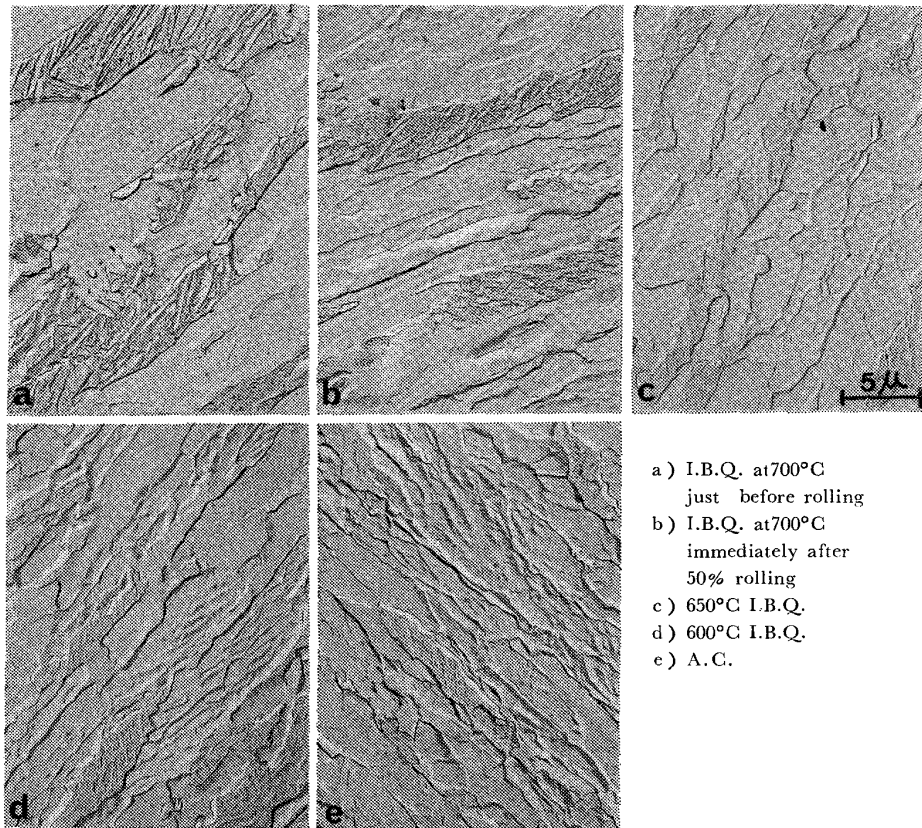


Photo. 2. Electron micrographs, showing transformation behaviour from austenite to ferrite, bainite and martensite. Steels were quenched from several temperatures into iced brine after CRB rolling.

3-2 組織の形態と機械的性質

CRA, B によつて得られたマイクロ組織の光学顕微鏡写真を Photo. 3 に示す。細粒 α が均一に分布し、その間を埋めるように低温変態組織が認められる。Fig. 2 には空冷材のマイクロ組織のリニア-アナリシス法による形態分析結果を示す。CRA では等軸性 α とベイナイト+マルテンサイトの生成比が4:6であるが、CRB では α の量 ($F_D + F_P$) が増し、低温変態組織の比率は20%に減少している。圧延加熱温度が低くて、800°C以下の圧下率の大きいCRBの方がFig. 1で示した $\gamma \rightarrow \alpha$ 変

態温度の高温側移行と合わせて、 α の変態量そのものも増加せしめる働きの大いことを示している。しかもその結果、Fig. 2中にベイナイト+マルテンサイト部のビッカース硬さを示しているが、CRB材の方がその量を減ずるにもかかわらずより硬質な低温変態組織を生じているのである。前述の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態と $\gamma \rightarrow$ ベイナイト変態の分離現象が常温マイクロ組織にて等軸性 α とマルテンサイト+ベイナイトの低温変態組織の二相鋼を容易に生成せしめ、しかもこの二相分離現象が加熱温度の低い、 γ の低温域圧下率の大きい時に生じやすいことから制御圧延による「分離型変態の促進作用」とでも形容されよ

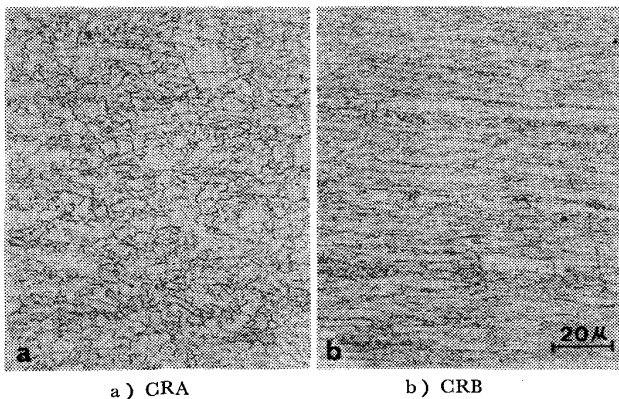


Photo. 3. Optical micrographs showing fine duplex structure of CRA and CRB rolled steel.

Rolling	Volume fraction (%)		Hv (B+M)	T.S (kg/mm ²)
	50	100		
CR-A	40	60	235	72
CR-B	70	30	245	72

Fig. 2. Analysis of obtained microstructures of air cooled steels and its properties.

Table 3. Mechanical properties of 0.05C-1.87Mn-0.38Mo-0.06Nb.

Rolling	Tensile properties			Charpy impact properties		
	Y.S (kg/mm ²)	T.S (kg/mm ²)	El. (%)	$vE_0^{\circ}C$ (kg·m/cm ²)	vT_s (°C)	Number of Separation
CR·A	54	72	33	13	<-140	0
CR·B	57	72	29	11	<-140	1

う。本報ではかかる現象に対して以後この呼称を使うことにする。Table. 3 に室温の機械的性質を示す。CRBの方が α 量が多いにもかかわらず低温変態組織が硬質なことと、 α 粒中に加工歪を受けた α の占める割合が多いことにより両圧延材のTSは全く同一になる。シャルピー試験の破面遷移温度(vT_s)は両者とも良好である。

4. 分離型変態におよぼす化学成分の影響

4.1 変態挙動の観察結果

前章と同様な手法で主要成分元素の量が変化した場合の変態挙動を調査した。Fig. 3 は Mn 量の異なる3鋼種の圧延終了後の焼入温度と TS の関係である。基準成分の 1.95 Mn 鋼では CRA は 600~550, CRB は 650~500°C 間に TS 不変の領域があり分離型変態を示している。これに対して 0.93, 4.10 両 Mn 鋼には 1.95 Mn 鋼に相当する分離型変態挙動は現われない。基準鋼に対して低 Mn の 0.93 Mn 鋼ではベイナイト変態が、高 Mn の 4.10 Mn 鋼では $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態がそれぞれ抑制されてしまったのである。Mn は代表的な γ 生成型の元素の一つであるが、分離型変態に対してはその傾向を抑制する作用が認められた。

同様に CRB の圧延条件にて Si の挙動を調べた結果を Fig. 4 に示す。Si の増量により、 $\gamma \rightarrow \alpha$ の変態終了

温度の方は変化がないが、 $\gamma \rightarrow$ ベイナイト変態開始温度が低温側へ移行し両変態の分離が促進されている。Si は α 生成型元素の一種であり Fig. 3 で示した γ 生成型元素の Mn の作用とは対照的な挙動を示した。

各成分元素が変動した場合のマイクロ組織の形態分類結

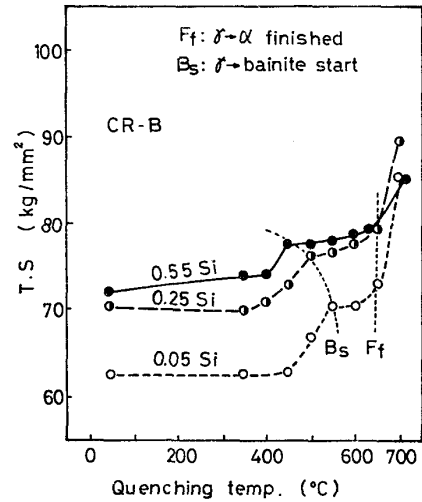


Fig. 4. Relation between tensile strength and quenching temperature after CRB rolling, showing the effect of Si on transformation behaviour.

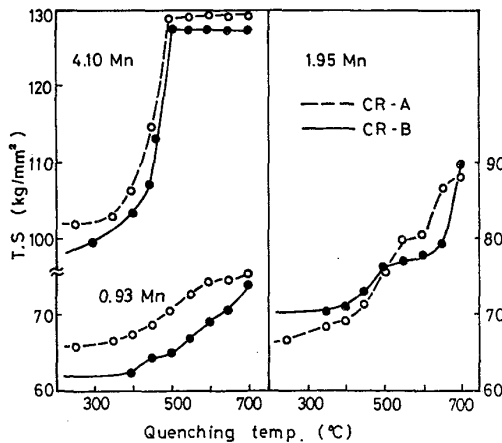


Fig. 3. Relation between tensile strength and quenching temperature after CRA and CRB rolling, showing the effect of Mn on transformation behaviour.

	CR-A				CR-B			
	50	100	Hv*	T.S	50	100	Hv*	T.S
C (%)	0.03	0.05	0.08	0.03	0.05	0.08	0.03	0.05
Mn (%)	0.93	1.95	4.10	0.93	1.95	4.10	0.93	1.95
Mo (%)	0	0.25	0.40	0	0.25	0.40	0	0.25
Si (%)	0.05	0.25	0.55	0.05	0.25	0.55	0.05	0.25
V (%)	0	0.08		0	0.08		0	0.08

(T.S. values in parentheses)

Legend:

 ▨ Deformed ferrite (F_D)

 □ Polygonal ferrite (F_P)

 ■ Bainite+Martensite (B+M)

 ▩ Pearlite

* Hardness of (B+M)

Fig. 5. Analysis of obtained microstructures of air cooled various kinds of steels and its properties.

果を Fig. 5 にまとめる. γ 生成元素である C, Mn の増量は室温組織にて α 粒の生成を減少させ, ベイナイトまたはマルテンサイトの低温変態組織の生成を増す作用が著しい. しかしながらその変態挙動は Fig. 3 の Mn の挙動で判明したように $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を抑制し分離型変態そのものも抑制する働きをなす. α 生成元素の中でも, Mo, V の両元素は C, Mn と同じように α 粒の生成を減少させ, 低温変態組織の量を増している. 他方, Si のみがこれらと異なり増量することにより α 粒が増し低温変態組織が減少しているのである. しかもその変態挙動は Fig. 4 から明らかなように Si の増量により分離型変態も促進されるわけである. すべての鋼種にて前章の実験でも得られたごとく, 圧延加熱温度が低く, γ 低温域圧下率の大きい CRB の方が CRA よりも α 粒の生成量は多い. 図中には低温変態組織のビッカース硬さも併記した. Si を除く四元素はいずれも成分増加により低温変態組織の生成量を増加しながらその硬さを増す. しかし Si はその増量により生成量を減じながら硬さを増している. ちょうど前章にて化学成分一定にて CRA から CRB へと制御圧延条件を変化して分離型変態を促進させた場合と同一の傾向が, 制御圧延条件一定にて Si の増量効果により得られることが判明したのである.

4.2 機械的性質の変化

Table. 4 に引張りおよびシャルピー衝撃試験結果をまとめる. C, Mn, Mo などの成分増加による TS 上昇は低温変態生成物の増量とその硬質化にともなう一般的な変態強化である. Si の増量による高強度化は硬質部の量を減じながらの強化であり二相分離型の場合の変態強化

の特徴といえよう. このような型の変態強化により TS 70 kg/mm² レベルにて良好な vT_s を有す鋼が得られている. CRB 材の vT_s に関してはセパレーションの助長効果もあるだろう.

5. 考 察

5.1 制御圧延による分離型変態の促進

Photo. 4 は第3章の実験にて CRA の空冷材に観察されたラス状マルテンサイトと左下方には等軸性 α が生成している混合組織である. このようにアンキュラーフェライト鋼などと称せられる低 C-高 Mn-Mo-Nb 鋼を制御圧延すると等軸性 α とベイナイトまたはマルテンサイトなどの低温変態生成物との二相混合組織を生成しやすい. しかも第3章の結果からは制御圧延により $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態と $\gamma \rightarrow$ ベイナイト変態の温度域が分離するようになるのである. Fig. 6 に第3章実験鋼の類似成分鋼での

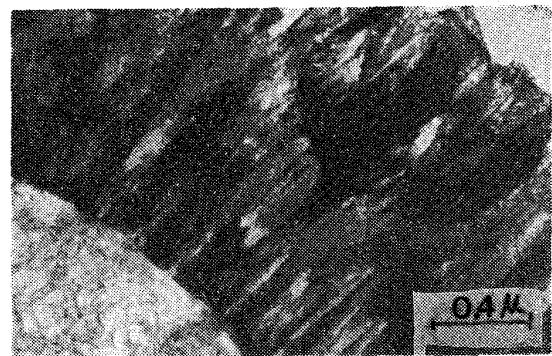


Photo. 4. Transmission electronmicrographs, showing lath martensite and polygonal ferrite in CRA rolled 0.05C-0.25Si-1.87Mn-0.38Mo-0.06Nb steel.

Table 4. Mechanical properties of various kinds of steels controlled rolled with CRA and CRB.

Steel No.	Tensile properties						Charpy impact properties					
	CR-A			CR-B			CR-A			CR-B		
	Y.S (kg/mm ²)	T.S (kg/mm ²)	El. (%)	Y.S (kg/mm ²)	T.S (kg/mm ²)	El. (%)	$vE_0^{\circ C}$ (kg·m/cm ²)	vT_s (°C)	Number of separation	$vE_0^{\circ C}$ (kg·m/cm ²)	vT_s (°C)	Number of separation
1 Base	49	67	36	60	71	29	16	<-140	0	14	<-140	1
2 0.03%C	50	63	37	58	65	31	13	-140	0	11	<-140	1.5
3 0.08%C	50	75	32	50	73	31	13	-130	0	14	<-140	0.5
4 0.9% Mn	60	64	30	59	62	25	11	-90	0	11	-130	1
5 4.1% Mn	81	101	18	83	98	20	6	-95	1.0	5	-105	1
6 0% Mo	48	60	39	61	63	29	11	-130	0	10	<-140	1
7 0.40% Mo	54	72	33	57	72	29	13	<-140	0	11	<-140	1
8 0.05% Si	49	66	33	50	63	31	12	-130	0	11	<-140	1
9 0.55% Si	54	73	32	62	75	25	9	-115	0	7	-140	1
10 0.08% V	53	75	32	58	72	27	11	-130	0	7	<-140	1

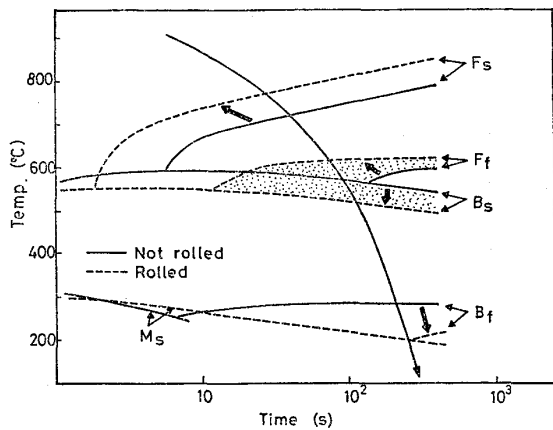


Fig. 6. Schematic illustration showing difference of CCT diagram by rolled and not rolled steel. Dotted zone shows expansion of incubation area of transformation.

CCT 図にて圧延の有、無の両者にて変態挙動の差を模式的に示す。制御圧延により α の変態開始 (F_s) と終了 (F_f) 温度は高温短時間側へ、ベイナイト変態開始 (B_s) と終了 (B_f) は低温側へずれて、図中に点線域で示すように F_f と B_f 間の変態潜伏期が長くなる現象と理解される。

$\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を高温短時間側へと促進する直接的な要因は制御圧延による α 生成核の密度増加が主因と考える。それは主として未再結晶 γ 域での圧延による変形帯の導入作用によるものであり⁵⁾¹⁰⁾、この変形帯は圧下率が大きく¹¹⁾、圧下温度が低いほど⁵⁾増加するといわれている。変形帯により見かけの γ 粒界密度が増加し、これにより CCT 図において $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が高温短時間側へシフトするわけである¹²⁾¹³⁾。この他に $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態は体積膨張をとまらうので引張の加工歪みが α 変態を促進するという考え¹³⁾や、加工によるストアード・エネルギーが γ を不安定化して、 α 変態を促進するという考え¹⁴⁾もあるようである。CRA と CRB の比較では後者の方が初期 γ 粒が細粒であることと変形帯導入とが重畳して、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態核が均一に増加するからポリゴナル α を生じやすい。とくに変形帯は組織中に均一に生成するものではなく粗大 γ 粒が混在すると均一性の点で不利である¹⁵⁾。

$\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の進行につれて α 中の溶解度を越える成分元素は γ 中へ濃縮される。空冷材であることから冷却が速いので拡散速度からはCがもつとも濃縮しやすい。通常の α ・パーライト鋼ではこの未変態 γ 部がパーライトに変態するが、Mn, Moを固溶した γ にCが濃縮すると濃縮度に応じてベイナイトまたはマルテンサイトを生成するようになる。最近、高橋ら¹⁶⁾は熱延高張力鋼板の二相鋼の研究で、高Si-高Mn-高Mo成分系鋼でもマル

テンサイト部にはCの偏析しか検出されなかつたことを報告している。成分一定で $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態終了後の未変態 γ 中のC濃縮を考えると、未変態 γ の体積を V_γ とすると平衡論的には V_γ の小さいほど γ 中のC濃縮は大きい。この意味からも初期 γ 粒を極力細かくするか、低温域加工度を大きくして変形帯を極力均一に導入することにより V_γ を少なくすることが必要である。

すなわち、本報でとりあげた分離型変態の性格は、ある程度の焼入性(焼ならし処理でベイナイトを生成する程度の焼入性と考えられる)を有す鋼を制御圧延にて $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を促進させることで、未変態 γ がC濃縮によって安定化され、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 、 $\gamma \rightarrow$ ベイナイト変態の潜伏期が拡大し、ポリゴナル α とベイナイト又はマルテンサイトの微細な低温変態生成物との二相混合組織を生ずる現象であると要約される。そして、同一成分鋼であつても、ポリゴナル α の生成量が多いほど、未変態 γ 部にはC濃縮度が高くなり、より硬質な低温変態組織が生成するようになる。

5.2 分離型変態と化学成分の関係

制御圧延による分離型変態におよぼす成分元素の挙動について検討する。Fig.7は第4章の実験で行つたCRBの圧延後焼入材の引張試験法(Fig.4参照)によつて求めた $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の終了(F_f)とベイナイト変態の開始(B_s)温度を各成分ごとに整理した結果である。更に圧延の影響を知るため圧延をしない場合のこれらに相

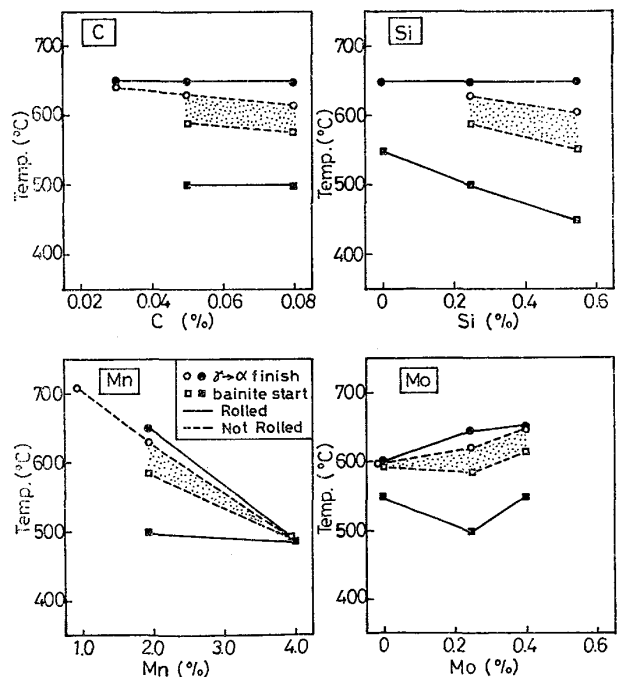


Fig. 7. Effect of alloying elements on transformation temperature in CRB rolled and not rolled steel.

当する変態温度を測定して対比している。これは本実験と同一材をフォーマスター熱膨張試験機にて、CRBと同一の加熱温度である920°Cに均熱後、実験板厚5mmの鋼板の冷却速度に相当する1.7°C/sにて連続冷却して変態点測定を行つた結果である。圧延材と圧延なし材とで変態挙動を較べると F_f 点よりも B_s 点の差が大きいが目につく。 F_f 点の差が小さいのは比較の圧延なし材の加熱温度が920°Cと低く初期 γ 粒径が細かくCRB圧延に相当する程度の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を有しているから¹⁷⁾であろう。一方、CRBの方が $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態による α 量の生成は促進されるので V_f 中のC濃度が高められ、圧延なし材との B_s 点の差が大きくなる。Fig. 7ではこの差が50~100°Cもある。 B_s 点の低下度をC濃度から直接求めることはむずかしいので M_s 点(マルテンサイトの変態開始温度)の低下におきかえてC濃縮の可能性を推定することにする。 M_s 点にはC%は $-(350^\circ\text{C} \times \%C)$ で寄与する¹⁸⁾ことが知られているので、50~100°Cの M_s 低下には0.15~0.30%のC濃縮が必要である。本鋼に含まれる0.06NbのNbC析出に要するC量は0.01%以下で非常に少ないので、鋼中の0.05%Cのほとんどが V_f 中に濃縮されたとするとその偏析度は3~6倍になる。Fig. 5のCRB材のB+M組織の比率は1/5程度であるから V_f 中には5倍のC濃縮も起こり得る。 B_s 点低下の主因を V_f 中のC濃度のみで説明することも可能な程度の偏析度である。

Fig. 7にてSiの挙動を他元素と比較すると、Siの増加は B_s 点を低温側へ移行させる傾向が顕著である。Fig. 5の生成組織の分類結果とあわせて考えるとSiの作用は、ポリゴナル α の生成を促進させながら未変態 γ 中にC原子を濃縮させる作用が著しく、このため未変態 γ 部はSi量が増すほどより低い温度でベイナイトまたはマルテンサイトへと変態していく機構が考えられる。Siが焼入性および炭化物の形成に影響する例として次の報告がある。0.12%C-1.35%Mn鋼の溶接熱影響部

の組織変化に及ぼすSiの効果を検討し、0.1%以下の低Si鋼はフェライトとパーライト組織であるのに、0.3%Si鋼は島状マルテンサイトを含有した組織であつたこと、低Si化によりセメンタイトおよびパーライトの析出が促進される結果¹⁹⁾が示されている。本結果およびこの報告から高Si鋼の特性として①焼入性の増大②セメンタイトの析出抑制作用がうかがわれるが更に③ α 中のC固溶度を下げる作用も考えられる。 γ 鉄中のC固溶度に関してはCHIPMANらによると²⁰⁾Siの増量はCの活量を上げるので、C固溶度を低下せしめる傾向と思われ、これは定性的には $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の開始を促進することになり本結果のSi増量による α 生成促進と合致する。一方、 α 中のC固溶度に関してはSiの影響は明らかでない²¹⁾が、高Si鋼は α の生成促進と未変態 γ 部の安定化による焼入性促進の二面性を有すわけであるから、Si増量による α のC固溶度減少は二相組織の生成促進²²⁾には有力な考え方ではなかるうか。他に、炭化物の析出挙動も鋼の焼入性には重要な影響をおよぼす。清水ら²³⁾は γ 域での炭化物(初析炭化物と呼んでいる)析出は γ 中のC濃度を減少し、ベイナイト変態の開始を促進することを示した。この点でもSiはセメンタイトの析出を抑制する作用を有すようでありベイナイトの生成を促進する。Photo. 5は本実験のSi量の異なる鋼の抽出レプリカ写真を示す。 α 地には同定不可能なNb系と思われる微細析出物が均一に分布しているが両者とも析出物に大差なく、少なくともSi増量による炭化物析出の促進は認められない。Si, Mo, Vの α 生成元素の中でSiのみが分離型変態を促進した原因としては炭化物形成能の差が考えられる。 α 生成元素でもMo, Vなどの炭化物生成元素あるいは高Si鋼でも炭化物生成元素を合金成分として多く含む鋼は γ 中、 α 中に炭化物を形成しやすく、未変態 γ 部にはC濃縮とその安定化が起こりにくい。かかる鋼では B_s 点を低温側へ押し下げる効果が小さいので分離型変態の促進作用も認められないの

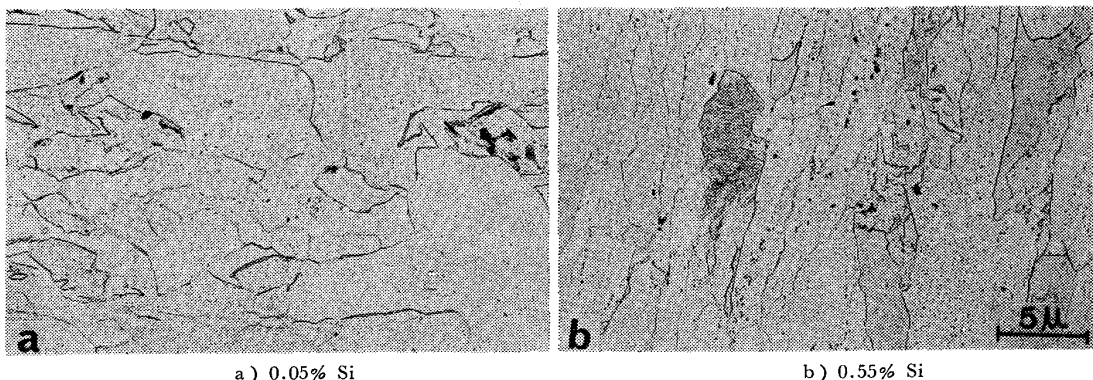


Photo. 5. Electron micrographs of extracted from 0.05 and 0.55% Si steel of CRB rolled.

ではなからうか。この考え方²⁴⁾に立脚すると Si の他にも Al, Co などの α 生成元素も分離型変態を促進しそうである。

6. 結 論

低 C-高 Mn-Mo-Nb 系の低合金鋼を用いて制御圧延条件,あるいは主要成分元素の添加量を変えて圧延後の変態挙動,最終ミクロ組織の形態および機械的性質との関係を調べた結果を得た。

1) 低炭素である程度の焼入性を有す鋼を制御圧延すると等軸性 α とベイナイトまたはマルテンサイトの二相混合組織を生成し 70 kg/mm² 級の高い強度と良好なシャルピー破面遷移温度を示した。

2) かかる鋼にて加熱温度の低下, γ の低温域加工度の増加をともなつた制御圧延条件の強化は圧延後の変態挙動において $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を高温側へ, $\gamma \rightarrow$ ベイナイト変態を低温側へと, 両変態間の潜伏期を拡大するような変化が認められた。ちようど制御圧延により二相への「分離型変態が促進」されるような現象を生じた。

3) その結果, ポリゴナル α の生成量を増し低温変態組織の生成量はその量を減ずるのであるが, 後者の変態温度が低下しより硬質なベイナイトまたはマルテンサイトを生成するようになる。これは $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の α 変態量が増すと未変態中の γ 部には主として C の濃縮が生じやすくなり γ 相が安定化されるからと考えられる。

4) このような分離型変態は化学成分の影響も受ける。C, Mn などのオーステナイト生成元素の増量は $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を抑制することで分離型変態も抑制する。 α 生成元素のなかで Si の増量のみが分離型変態を促進する結果が得られた。

最後に本研究の発表を許可いただいた中央技術研究所取締役所長 小田尚輝博士ならびに同所副所長 白岩俊男博士に感謝致します。また本研究を遂行するにあたって激励を賜つた同所前所次長 近藤 豊博士, 所次長 行俊照夫博士 ならびに助言を賜つた主任研究員 故福田実博士に厚く御礼申し上げます。又強力に実験を推進して下さつた三塚清一氏に深謝致します。

文 献

1) 荒木 透: 鉄と鋼, 58 (1972) 13, p. 1753

- 2) FAGERSTA 社: 日本国特許出願公告, 昭 46-42295
- 3) Y. E. SMITH, A. P. GOLDEN, and R. L. CRYDERMAN: Toward Improved Ductility and Toughness, International Conf. Kyoto Oct. (1971), p. 9
- 4) 寺沢 健, 東山博吉, 関野昌蔵: *ibid*, p. 101
- 5) 福田 実, 橋本 保, 国重和俊: 鉄と鋼, 58 (1972) 13, p. 1832
- 6) 福田 実, 橋本 保, 国重和俊: 鉄と鋼, 58 (1972) 4, S 220
- 7) 福田 実, 沢村武彰, 橋本 保: 鉄と鋼, 63 (1977) 4, S 283
- 8) 田畑綽久, 鎌田晃郎, 志賀千晃, 田中智夫, 広瀬圭介, 三沢啓典: 鉄と鋼, 63 (1977) 11, S 797
- 9) 橋本 保, 沢村武彰, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 65 (1979) 9, p. 1425.
- 10) 関根 寛, 丸山忠克: 鉄と鋼, 58 (1972) 10, p. 1424
- 11) 関根 寛, 丸山忠克, 川島善樹果: 鉄と鋼, 60 (1974) 11, S 557
- 12) Y. E. SMITH and C. A. SIEBERT: *Met. Trans.*, 2(1971), p. 1711
- 13) 関野昌蔵, 森 直道, 田向 陵: 鉄と鋼, 59 (1973) 10, p. 1418
- 14) 小指軍夫, 清水輝彦, 久保田広行: 「変態中の加工と機械的性質に関する討論会」日本金属学会, (1969), p. 33
- 15) 梶 晴男, 町田 弘, 勝亦正昭: 鉄と鋼, 64(1978) 8, A 215
- 16) 高橋正司, 国重和俊, 村山順一郎, 増井淑郎: 鉄と鋼, 64 (1978) 11, S 803
- 17) 三瓶哲也, 大内千秋, 小指軍夫: 鉄と鋼, 61 (1975) 12, S 676
- 18) 佐藤忠雄: 鋼の熱処理(鉄鋼協会編), (1969), p. 51 [丸善]
- 19) 大谷泰夫, 渡辺征一, 川口喜昭, 山口洋治: 鉄と鋼, 64 (1978) 14, p. 2205
- 20) JOHN, CHIPMAN, EDWIN, and F. BRUSH: *Trans. Met. Soc. AIME*, 242 (1968) Jan., p. 35
- 21) 今井勇之進, 増本 健, 坂本政祀: 日本金属学会報, 7 (1968) 3, p. 137
- 22) 田中智夫: 私信, 第96回鉄鋼講演大会討論会コメント
- 23) 清水信義, 田村今男: 鉄と鋼, 63 (1977) 7, p. 1144
- 24) 田村今男: 私信