

## (250) Ni-Cr-Mo-V 鋼の熱処理特性について

(大型鍛鋼品の基礎的研究—Ⅳ)

三菱製鋼, 東京製鋼所 渋谷 勝美  
三菱製鋼, 長崎製鋼所

○佐藤和紀・堀田敏男・福田悦郎

## On the Heat-Treatment Characteristics of Ni-Cr-Mo-V-Steel

(Fundamental study of large forging—Ⅳ)

Katsumi SHIBUYA, Kazuki SATO

Toshio HORITA and Etsuro FUKUDA

## 1. 緒 言

Ni-Mo-V 鋼は, 大型タービンの低圧ロータに広く使用されているが, 最近, これに代わる鋼種として, Ni-Cr-Mo-V 鋼が重視されるようになった。前者の特性についてはⅢ報<sup>1)</sup>で述べたが, ここでは, その結果と対比しながら, Ni-Cr-Mo-V 鋼の熱処理特性を考察した。実験の対象としては, (1) 連続冷却変態, (2) 焼もどし硬度特性および (3) 破面遷移温度 (FATT) を選んだ。また, 鋼塊サイズの影響についても調査するため, 実験用の 6 kg 鋼塊のほかに, Ni-Cr-Mo-V 鋼の 110 t 鋼塊から採取した試料を加えた。

## 2. 供 試 材

実験に供した 3 種の試料の化学成分を Table 1 に示す。6 kg 高周波溶解鋼は, 約 20 mm 角に鍛造後, 焼な

ました。110 t 鋼塊は, 鍛造焼なまし後, 表層に近い部分から軸方向に試料を採取した。

その後の熱処理は, すべて次の寸法の試験片について実施した。

連続冷却変態: 6 mm 径×70 mm

焼もどし硬度: 20 mm 角×15 mm

衝撃試験片素材: 15 mm 角×60 mm

## 3. 実験項目および条件

項目と条件を一括して Table 2 に示す。連続冷却変態の実験では, 230°C/min (A.C.) と 10°C/min (F.C.) の中間の速度 (100°C/min) で冷却するため, 佐藤式熱膨張自記装置の試験片保持部に保温装置をつけた。

FATT の項目で A 鋼と B, C 鋼の冷却速度を変えた理由は, 両鋼種の組織をできるだけ同等にするためである。冷却速度の速い方は, ペイナイト・ノーズの先端付近に相当し, おそい方は, 標準的なペイナイトをねらったものである。

## 4. 実験結果および考察

## 4.1 連続冷却変態

Fig. 1 は, 3 種の試料について, 850°C から連続冷却したときの変態曲線である。B 鋼と C 鋼の組織を比較すると, 100°C/min では B 鋼が主としてマルテンサイト ( $H_B$  517) であるのに対し, C 鋼はマルテンサイト+ペイナイト ( $H_B$  490) であつた。10°C/min 以下では, 両者ともペイナイトであるが, 10°C/min では両者にやや硬度差 ( $H_B$  で約 15) がみられる。なお, C 鋼につい

Table 1. Chemical composition.

		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V
A	Ni-Mo-V (6 kg)	0.29	0.20	0.57	0.023	0.012	0.06	3.45	0.39	0.44	0.08
B	Ni-Cr-Mo-V (6 kg)	0.28	0.14	0.25	0.015	0.028	0.07	3.50	1.57	0.49	0.08
C	Ni-Cr-Mo-V (110 t)	0.27	0.26	0.33	0.014	0.012	0.15	3.49	1.71	0.58	0.11

Table 2. Items and conditions of the experiment.

Item	Experimental condition									
		Ac <sub>1</sub> (°C)	Ac <sub>3</sub> (°C)	A.T.**(°C)	Mean cooling rate (°C/min)					
C.C.T.*	A	703	759	850	700 (Fan A.C.)	230 (A.C.)	100 (Special A.C.)	10 (F.C.)	2 (C.C.)	1 (C.C.)
	B	730	780	850						
	C	725	788	850, 830						
Temper		Temperature-hardness			Time-hardness			Double temper		
	A	400~650°C × 2hr			600, 650°C × 1~150hr			650°C (1~150hr) < 600°C × 10hr < 650°C × 20hr		
	B									
C										
FATT***		A.T.(°C)	Cooling rate (°C/min)		Temper (°C)	BHN	Testing temp.(°C)			
	A	850	80	3	650	241	-140~+30			
B, C	820	10	1	620	262					

\* Continuous cooling transformation; \*\* Austenitizing temperature

\*\*\* Fibrous appearance transition temperature

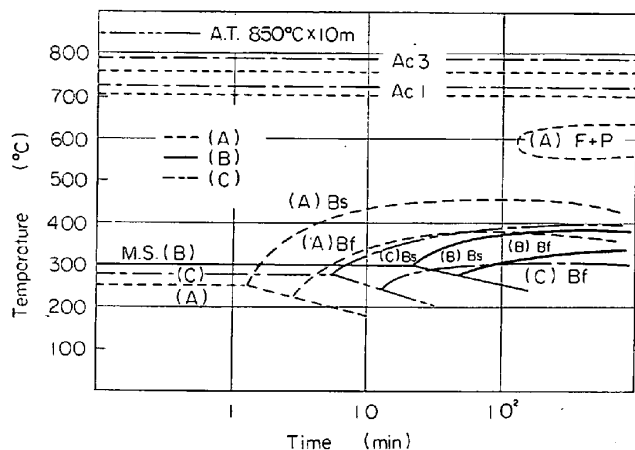


Fig. 1. C. C. T. -curves of materials.

て A.T. の影響を調べるため、850°C と 830°C から冷却したが(図省略)、後者はベイナイト変態開始温度が約 20°C 高く、ノーズもやや短時間に移行している。

以上の結果から、次の点が明らかになった。

(1) A鋼のベイナイト変態温度は、B、C鋼に比してかなり高温である。したがって、変態に伴う炭素の拡散もかなり自由であるから、フェライトおよびカーバイドが比較的大きくなり、焼入れ組織はB、C鋼より粗くなる。

(2) B、C鋼のベイナイト・ノーズは、長時間側に移行しているのので、A鋼でかなり速く冷却した組織——下部ベイナイト状組織——が、B、C鋼ではこれよりはるかに小さい速度で容易に得られる。

(3) B鋼とC鋼の差は、鋼塊サイズの影響——すなわち、偏析や焼入れ前組織の影響——であろうと考えられる。

(4) A鋼では、フェライト・ノーズが張り出しているが、B、C鋼では認められなかつた。等温変態によって確認したところでは、B鋼のフェライト・ノーズは、7hr 前後のところ存在することがわかつた。

4.2 焼もどし硬度特性

Fig. 2 は、400°C ~ 650°C の各温度で、2hr 焼もどしたときの硬度曲線である。焼入れたままのベイナイト硬度は、550°C 以下の焼もどしではほとんど低下していない。

Fig. 3 は、600°C および 650°C で長時間焼もどしたときの、硬度低下状況を示したものである。また、同図の下方に示した関係は、再焼もどしの影響である。横軸は、最下段の横軸と同一時間であつて、縦軸は、この試料をさらに 600°C × 10hr または 650°C × 20hr 再焼もどしたときの硬度低下を示したものである。

この結果をまとめると、次のようになる。

(1) B、C鋼は、Cr および Mo が高いためベイナイト硬度が高く、かつ焼もどしによつて微細なカーバイド分布がえられるので、焼もどし抵抗が大きい。しかしカーバイドが凝集する高温側または長時間側では、地のカーバイドが減少していき、A鋼の焼もどし硬度に近くなる。

(2) B鋼の冷却条件を変えて種々の焼入れ硬度を与え、その状態から焼もどした結果、650°C × 1hr で H<sub>B</sub>

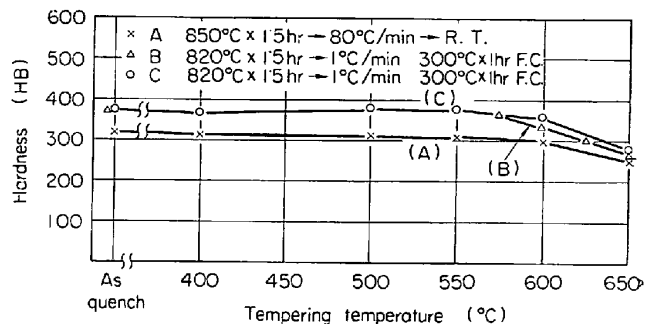


Fig. 2. Tempering hardness curves for each steel.

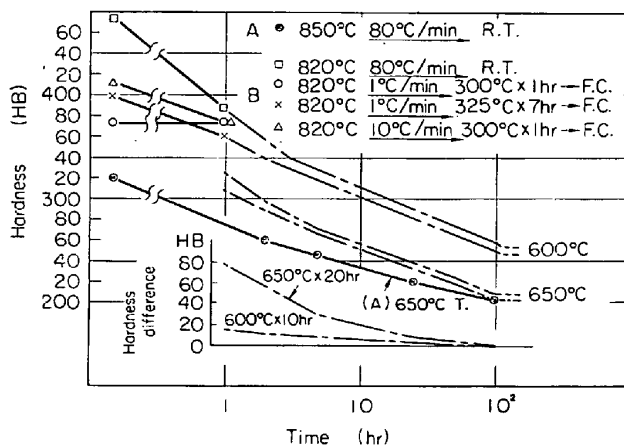


Fig. 3. Effect of holding times on tempering hardness.

360~390の範囲におさまり、3hr 以上になるとほぼ測定のパラッキ(ブリネルの読みで1目盛)内にはいるので、焼入れ硬度に関係なく同一焼もどし硬度がえられると考えてよい。

(3) 再焼もどしの効果については、F. E. WERNER<sup>2)</sup>の式を基にして河合<sup>3)</sup>が換算式を求めているが、この結果は換算式を満足している。すなわち、同一温度で再焼もどしすると、合計時間だけ連続焼もどした場合と同じ効果になり、異なる温度の場合には、次のように考えればよい。まず、650°C で t<sub>1</sub> 時間焼もどしたときの硬度を H<sub>1</sub> とし、H<sub>1</sub> に達するために 600°C で焼もどすのに必要な時間 t<sub>2</sub> を求める。そうすれば、650°C × t<sub>1</sub> hr + 600°C × 10hr の硬度は、600°C × (t<sub>2</sub> + 10)hr に等しいことになる。

4.3 衝撃試験

上述の熱処理特性を参考にして、Table 2 の条件で調整した試料による衝撃特性を調査した。主目的はFATT<sup>1)</sup> 曲線であるが、冷却速度の大小による試験結果をFig. 4 および5に示す。正勾配の曲線が吸収エネルギー、負勾配が FATT であるが、後者は脆性破面率で表示した。

この結果は、次のように要約できる。

(1) 3鋼種とも、冷却速度の差によつて、50% FATT (靱性破面の面積 = 脆性破面の面積になる温度) は 25~30°C 変化し、冷却の速い方が良い成績を示している。

(2) B、C鋼は焼入れ組織が細かく、かつ焼もどし過程で微細なカーバイド分布がえられるため、同等の組

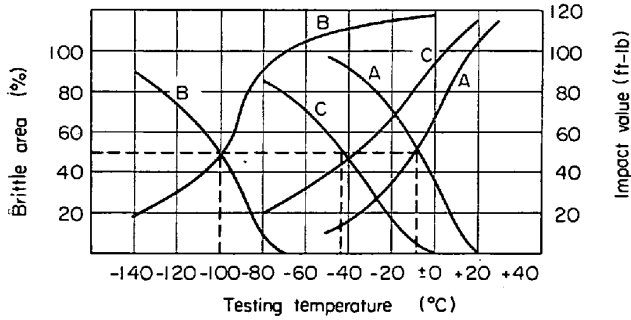


Fig. 4. Impact properties of Steel A, B and C.

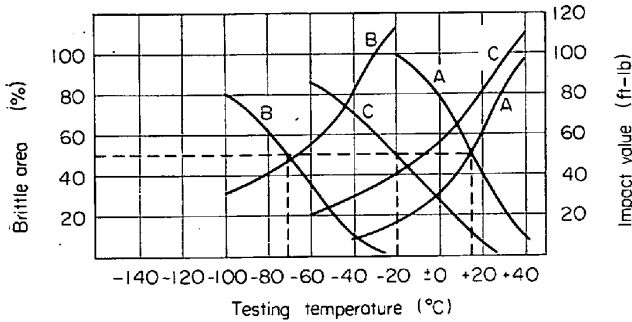


Fig. 5. Impact properties of Steel A, B and C.

織をねらつて熱処理しても、FATT に差が生じたものと考えられる。B鋼とC鋼には、やはり差異が認められるけれども、この実験条件では、いずれもA鋼より優れた成績を示している。

(3) B. CINA and P. JUBB<sup>4)</sup>は、試料を各種の速度で冷却することにより、パーライト、ベイナイトおよびマルテンサイト変態をおこなわせ、それらの試料について遷移温度を比較している。その結果、低温変態生成物ほど遷移温度が低いという結論をえた。本実験の(1)項は、これと全く同じ意味を持つが、(2)項は、「低温で変態をおこなわせる原因が、冷却速度ではなく成分的なものであつても、彼らの得た結論は、そのまま適用できる」ことを示しているといえよう。

5. 結 言

従来の Ni-Mo-V 鋼と比較しながら、Ni-Cr-Mo-V 鋼の特性について研究した結果、次のような特長が明らかになった。

- (1) 焼入れ組織が細かく、焼もどし過程で微細なカーバイド分布がえられるので、焼もどし抵抗が大きい。
- (2) 両鋼種で同等の焼入れ組織を得るに必要な冷却速度を比較すると、Ni-Cr-Mo-V 鋼のほうがはるかにおそくてよい。

(3) FATTが非常に優れている。

したがって、熱処理上の優れた特性だけでなく、切欠き感受性の面でも優れた鋼種であるといえよう。

文 献

- 1) 竹下, 竹内, 堀田, 福田: 日本鉄鋼協会第72回講演大会に発表
- 2) F. E. WERNER, T. W. EICHELBERGER and E. K. HANN: Amer. Soc. Metals, 52 (1960), p. 376
- 3) 河合正吉: 三菱製鋼, 所内報告

4) B. CINA and P. JUBB: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 193 (1959) Dec., p. 329

(258) コア層を粗大化した低炭素薄鋼板について

東洋製鉄東洋鋼板総合研究所  
工博 吉崎鴻造・○斧田一郎・石川 準

On the Low Carbon Steel Sheet with Coarse Grains Only in Core Zone

Dr. Kozo YOSHIZAKI, Ichiro ONODA and Jun ISHIKAWA

1. 結 言

近年低炭素リムド薄鋼板の成形加工性を向上させるためオープンコイル法による脱炭、脱窒などの研究開発が進んでいる。一般に脱炭焼鈍を行なうと結晶粒成長が起こりやすくなり、成形加工性が向上するが、加工時にオレンジピールと呼ばれる表面欠陥が発生しやすく、その適用には限度がある。リムド鋼板はリム層の不純物量が低く、このためコア層よりリム層の結晶粒がわずかに大きい。しかしリム層の粒を微細にしてコア層の結晶粒だけを成長させることができれば、オレンジピールを生ずることなく、成形加工性を向上させる可能性があるとして著者らは考えた。このような粒度分布をもつた薄鋼板が時折製品の中にみられ、成形加工性と表面特性がすぐれていることを認めた。この成因は 1) 炭化物の結晶粒成長阻止作用と、2) 小さい炭化物が大きい炭化物に凝集する現象によるとの予想をもつて再現実験を行なつた。すなわち冷間圧延のままの通常のリムド鋼板のリム層にのみ滲炭し、A<sub>1</sub> 点付近で加熱してコア層の粒成長をはかつた。このようにして得た試料の組織、機械的性質、加工後の表面粗さおよび粒成長処理中の炭化物の挙動などについて報告する。

2. 実 験 方 法

2.1 試料

この研究に用いた試料は 0.8 mm 厚の冷間圧延状態の低炭素リムド鋼板で、その化学分析値を Table 1 に示した。リム層に滲炭を行なうことによる C の増加があるので、加工性を考えて 0.05% C 以下の試料を用いた。

Table 2. Chemical composition of the steels used. (thickness 0.80 mm)

Sample No.	C (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	N (%)
1	0.026	0.30	0.010	0.017	0.0021
2	0.043	0.33	0.009	0.018	0.0021
3	0.048	0.33	0.015	0.019	0.0032
4	0.025	0.24	0.009	0.010	0.0028
5	0.024	0.27	0.015	0.016	0.0024
6	0.032	0.26	0.010	0.010	0.0029
7	0.030	0.26	0.021	0.024	0.0058
8	0.030	0.25	0.022	0.025	0.0021
9	0.030	0.24	0.017	0.025	0.0022
10	0.029	0.26	0.020	0.020	0.0025