

Fig. 4. Relations between amount of austenitic grain refining due to rapid heating and content of each element.

Fig. 4 は急速加熱による微細化度と化学成分との関係である。はじめの 900°C 処理の場合に注目すると (Fig. 4 a), Cr, Mo はその含有量の低下によって微細化度を増大させるが, C, V は逆に含有量の低い範囲で微細化度を減少させる傾向が示されている。2 度目の 900°C 処理 (Fig. 4 b) の場合も, Mo の影響が見掛け上みられなくなっている以外は同様の傾向を示している。

Fig. 3 および 4 から, C, V の影響と, Cr, Mo の影響とがやや異なることが明らかであるが, これを要約すればつぎのようになる。すなわち, C, V 量を減少させると前処理 (今の場合は 1250°C 処理のまま, および引き続き 900°C 処理を 1 度おこなった状態をいう), あるいは加熱速度に対する感受性が小さくなり, 容易に微細化がおこなわれるようになる点で, Cr, Mo の影響と異なるのである。換言すれば, たとえ Cr, あるいは Mo が存在しなくても, C, V がある程度以上存在することにより, 繰返し加熱による微細化を困難にし, また効果的な微細化をおこなうためには急速加熱を要する場合が生じるのである。Table 2 におけるグループ II がさらにグループ B と C に分れるのは, Cr, Mo の作用と C, V のそれとのこのような違いによるものであることはいうまでもないが, さらに上述のことから, はじめにのべた Ni-Cr-Mo-V 鋼の結晶粒の挙動の特異性に対しては, C, V がその支配的な因子となつていことが指摘される。

以上にのべた C, Cr, Mo および V の Ni-Cr-Mo-V 鋼の結晶粒微細化傾向におよぼす影響が, どのような機

構によつてもたらされるかについての考察は, ここでのべた試験の範囲ではおこないえないが, これらの元素が炭化物として作用しているものとするれば, C 量の高低が炭化物の量に直接影響すること, また V が Cr, Mo に比して炭化物生成傾向が大きく, その炭化物がいちぢるしく難溶性であることなどが重要な示唆を与えるものと考えられる。

4. 結 言

Ni-Cr-Mo-V 鋼の結晶粒微細化傾向におよぼす C, Cr, Mo および V の影響を, 繰返し加熱ならびに急速加熱による結晶粒微細化度の変化にもとづいて検討し, つぎの結果を得た。

(1) C, Cr, Mo, V はともに影響をおよぼし, これらの含有量が多くなるにつれて微細化を困難にする。

(2) 標準成分のものから各元素を単独に変えた場合, C あるいは V 量のある程度以下に減少させると, 前処理, あるいは加熱速度のいかんにかかわらず容易に微細化がおこなわれるようになるが, Cr あるいは Mo はこれを取去つた場合でも, 効果的な微細化をおこなうためには適当な前処理あるいは加熱速度を必要とする。

(3) したがつて, Ni-Cr-Mo-V 鋼の結晶粒の挙動に対しては, これら 4 元素中とくに C および V の影響が支配的に重要であることが明らかである。

文 献

- 1) 本間: 鉄と鋼, 51 (1965) 11, p. 2181
- 2) 本間: 鉄と鋼, 51 (1965) 11, p. 2183
- 3) 今井, 佐々木, 香川: 鉄と鋼, 48 (1962) 12, p. 1592
- 4) 今井, 佐々木: 日本金属学会誌, 28 (1964) 7, p. 371
- 5) E. KULA and M. COHEN: Trans. Amer. Soc. Metals, 46 (1954), p. 727
- 6) D. WEBSTER and G. B. ALLEN: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 200 (1962) 7, p. 520
- 7) M. A. GROSSMANN: Trans. Amer. Soc. Metals, 22 (1934), p. 861

669.15.24.28.292-194
 669.14-134.621.28.01

(249) Ni-Mo-V 鋼の熱処理特性について (大型鍛鋼品の基礎的研究—Ⅲ)

三菱製鋼, 長崎製鋼所
 竹下勝人・竹内秀光・堀田敏男・○福田悦郎
 On the Heat-Treatment Characteristics of Ni-Mo-V Steel

(Fundamental study of large forging—Ⅲ)

Katsuo TAKESHITA, Hidemitsu TAKEUCHI
 Toshio HORITA and Etsurō FUKUDA

1. 結 言

Ni-Mo-V 鋼は低圧タービンローター材, 発電機ローター材などの重要な大型鍛鋼品に広く使用されているがその最大の理由は直径, 肉厚の大きな材料でも比較的均一なすぐれた機械的性質が得られること, および FATT (特性 Fracture Appearance Transition Temperature) がすぐれていることなどである。

Table 1. Chemical compositions and transformation points, Ac_1 and Ac_3 of specimens.

No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Ac_1	Ac_3
1	0.26	0.22	0.52	0.019	0.012	2.70	0.53	0.42	0.08	711°C	768°C
2	0.25	0.15	0.44	0.017	0.009	3.37	0.35	0.43	0.08	706	759
3	0.22	0.21	0.53	0.021	0.016	3.45	0.25	0.41	0.09	702	767
4	0.29	0.20	0.57	0.023	0.012	3.45	0.39	0.44	0.08	703	759
5	0.25	0.21	0.63	0.021	0.014	2.71	1.39	0.43	0.10	714	775

これは Ni-Mo-V 鋼がその連続冷却変態曲線において、ベイナイト変態区域が非常に広く、相当広い範囲の冷却速度でも容易にベイナイト組織を得ることができる特徴を持つためである。

この鋼種においても、近年、化学成分と熱処理の両面から FATT 特性の改善を目的としたいろいろの対策がとられている。たとえば化学成分では C 量の低下と Ni, Cr 量の増加、熱処理では旧来の空冷焼入れに替る噴霧焼入れ、噴射水焼入れ、直接水焼入れなどの severe な焼入れ法の採用などがそれである。

われわれは Ni-Mo-V 鋼大型鍛鋼品の FATT 特性改善を目的とした基礎研究の1つとして、熱処理の基礎となる連続冷却変態曲線におよぼす合金元素の影響と、ベイナイト組織におよぼす焼入れ冷却速度の影響について調査したので以下に報告する。

2. 連続冷却変態曲線におよぼす合金元素の影響

2.1 供試材および実験方法

C 0.25, Si 0.20, Mn 0.50, Ni 2.70, Cr 0.50, Mo 0.40, V 0.10 を標準成分とし、C, Ni, Cr をそれぞれ変化させた 5 charge の試験材を 6 kg 高周波炉で溶製し、鍛造、焼鈍後佐藤式熱膨張試験機で変態点を測定して連続冷却変態曲線を求めた。供試材の化学成分と Ac_1 および Ac_3 変態点を Table 1 に示す。

2.2 試験結果および検討

得られた連続冷却変態曲線を Fig. 1 に示す。パーライトノウズは相当長時間側にあり、実際製品の焼入れではあまり問題とならないので省略した。

No. 2, 3, 4, の比較によれば、C 含有量の増加により Ms 点が低下し、ベイナイトノウズはやや長時間側へ移行するとともにベイナイト変態温度が次第に低下す

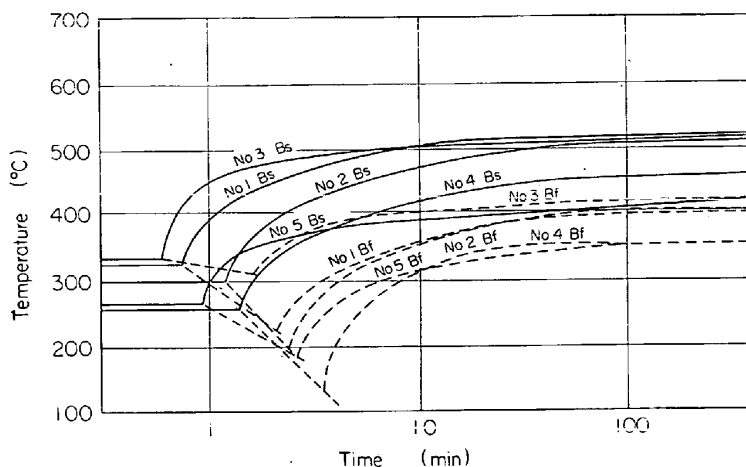


Fig. 1. Effect of alloying elements on the range of bainite transformation in C-C-T curve.

Table 2. Chemical compositions of specimens from 88t ingot.

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
0.25	0.28	0.53	0.013	0.014	3.60	0.31	0.38	0.07

る。たとえば C 0.22 の No. 3 と C 0.29 の No. 4 では Bs 温度が曲線の水平部で 50°C 以上も相違している。

次に No. 1, 2 の比較によれば Ni の増加により Ms 点がやや低下し、ベイナイトノウズが長時間側へ移行する。

また No. 1, 5 の比較によれば Cr の増加により Ms 点が低下し、ベイナイト変態温度が顕著に低下する。

これらの結果から、焼入れ時の冷却速度が同一であっても C, Cr, Ni の変化により変態温度がかなり変化することが明らかであり、FATT 特性の改善を期待するためには同特性にすぐれた低温変態ベイナイト²⁾ (下部ベイナイト) 組織を得るために Cr の増加が最も効果的であることが明白である。

またこれらの合金元素による連続冷却変態曲線の変化が大型鍛鋼品において、合金成分のマイクロ偏析にもとづく縞状組織の原因を示すものであることは筆者ら³⁾ が前に述べたとおりである。

3. ベイナイト組織におよぼす焼入れ冷却条件の影響

3.1 供試材および実験方法

Table 2 に示すような化学成分を持つ 88 トン Ni-Mo-V 鋼塊の実際製品鍛造残材から 30×30×120 の試験材を切り出し Fig. 2 に示す焼鈍条件で焼鈍後、Fig. 2 に示した A, B, C, D の各熱処理条件、すなわちオーステナイト化後の冷却条件を種々変化させて冷却し、焼戻し前後の組織と硬度を調査した。

3.2 試験結果および検討

Cond. A はオーステナイト化後本鋼種のオーステナイトベイの 550°C まで急冷し、同温度で種々の時間保持した後約 3°C/min で冷却したものである。焼戻し前の組織は 550°C の保持時間が短時間の場合には下部ベイナイトを主とする微細な組織と上部ベイナイトの粗い組織との縞状組織が見られ、粗部は保持時間によってほとんど差がないが細部は保持時間が短いほど微細である。保持時間が長くなるとこの粗細両組織の差は次第に小さくなり、保持時間 90 min 以上ではほとんど差がなくなる。焼戻し

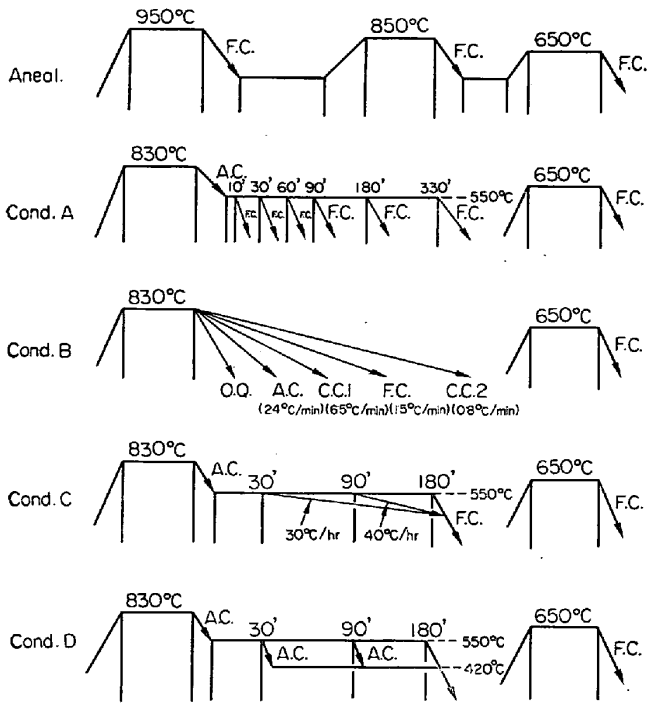


Fig. 2. Heat treatment conditions.

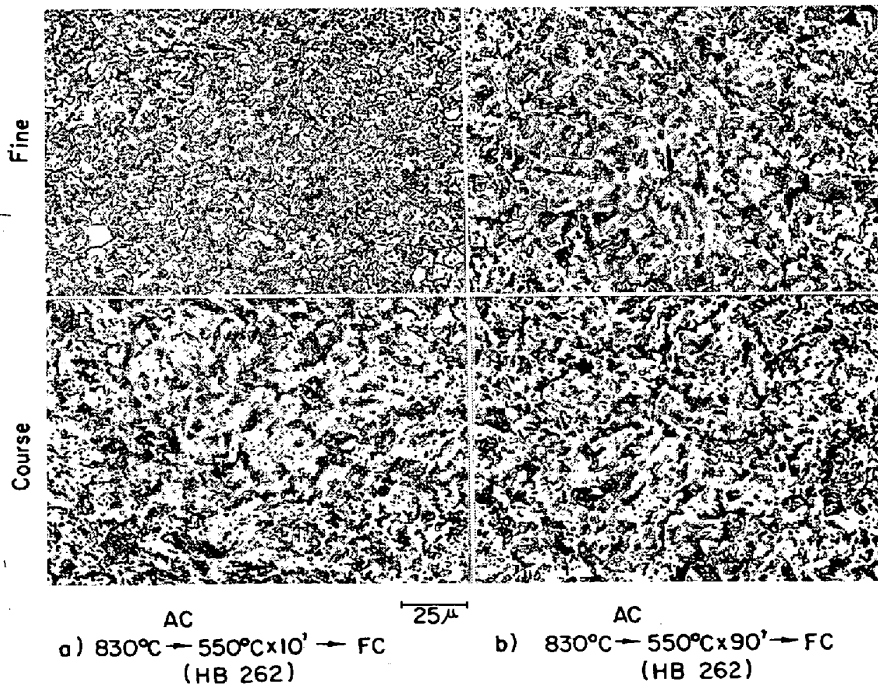


Photo. 1. Microstructure for heat treatment A before tempering.

Table 3. Hardness (H_B) for each cooling rate of heat treatment B.

Cooling condition	O.Q.	A.C. (24°C/ min)	C.C.1. (65°C/ min)	F.C. (1.5°C/ min)	C.C.2. (0.8°C/ min)
As quench	429	388	285	262	262
As quench temper	285	269	262	255	248

前の組織の一例を Photo. 1 に示す。一方焼戻し後の組織は 550°C での保持が短時間の場合でも、粗細組織の差がそれほど顕著でなくなり、したがって保持時間の差による組織差もほとんどなくなる。硬度は焼戻し前が H_B 262, 焼戻し後は H_B 255 程度で 550°C の保持時間による差はほとんど認められない。

Cond. B はオーステナイト化後各種の冷却速度で連続冷却し Cond. A の 550°C 保持との差を調べたものである。焼戻し前の組織は油冷では完全なマルテンサイト、空冷 (24°C/min) ではマルテンサイトと下部ベイナイトの混合組織、調節冷却¹⁾ (6.5°C/min) では下部ベイナイトと上部ベイナイトの縞状組織、炉冷 (1.5°C/min)、および調節冷却²⁾ (0.8°C/min) では多少の下部ベイナイトと大部分の上部ベイナイトの混合組織である。Cond. A と Cond. B で連続冷却変態曲線に照合して B_s 通過時間がほぼ同一であつても、両者の組織には若干の差が認められたがこれは変態開始前の過冷条件の差よりも、ベイナイト変態域の冷却速度の差によるものと考えられる。焼戻し後は Cond. A と同様に組織はかなり均一化される。硬度は Table 3 に示すように焼戻し前後とも冷却速度が速いほど高いのは当然である。

Cond. C は Cond. A と同様オーステナイト化後 550°C に 30 min および 90 min 保持した後冷却速度を変え、変態終了温度を Cond. A の 180 min 保持と同様になるように冷却した場合である。すなわちベイナイト変態域を約 30°C/hr および 40°C/hr で冷却し Cond. A の場合と比較したもので Cond. C の組織は一例を Photo. 2 に示すようにベイナイト組織がかなり粗大である。この結果はベイナイト組織が B_s 温度にあまり差のない範囲では変態開始までの冷却履歴よりも変態域での冷却速度に大きく影響されることを示すものである。

Cond. D も Cond. A と同様 550°C に 30 min および 90 min 保持後 B_f 直上の 420°C まで空冷し、同温に再び保持して変態終了を Cond. A の 180 min 保持にあわせたもので、その組織の一例を Photo. 3 に示す。このような 2 段の階段冷却を行なえば粗部の上部ベイナイトは比較的微細となり細部の下部ベイナイトは若干生長したかのように粗くなり、焼戻し後は両者があまり差がなくなり比較的微細均一なベイナイト組織が得られる。

以上の結果から本鋼種において、熱処理によつて F A T T 特性にすぐれた微細な下部ベイナイト組織を得るためには、焼入れの際、ベイナイト変態区域での冷却速度をできるだけ速くする必要のあることがわかる。しかし大型の実際製品においては、冷却速度を速めることには限度があり、また冷却速度を速くすると、冷却曲線が連続冷却変態曲線のベイナイトノズ付近を通過するため

縞状組織が生じやすくなり、加えて内外の組織差も大となるので熱処理のみによる F A T T 特性の改善にはおのずから限度がある。したがつて熱処理と化学成分の両者を同時に考慮しなくてはならない。

4. 結 言

Ni-Mo-V 鋼の連続冷却変態曲線におよぼす合金元素の影響およびベイナイト組織におよぼす焼入れ冷却条件の影響について調査し大要次のような結果が得られた。

1) 連続冷却変態曲線のベイナイト変態区域は C, Ni, Cr の増加により低温あるいは長時間側へ移動し、特に Cr の増加によるベイナイト変態温度の低下が顕著である。

2) オーステナイト化後 Bs 直上の温度に種々の時間保持して一定の冷却速度で冷却した場合、組織は縞状組織の粗部は上部ベイナイトでほとんど差がないが、細部は短時間保持ほど微細な下部ベイナイトが多く見られる。

3) ベイナイト組織は連続冷却変態曲線で Bs 温度に余り差のない範囲では、変態開始までの冷却履歴よりも、変態区域での冷却速度が大きく影響する。

4) 成分的には Cr, Ni の増加によりベイナイト変態区域を低温、長時間側へ移行させ、同時に熱処理において焼入れ時にベイナイト変態区域の冷却速度をできるだけ速くすれば、F A T T 特性にすぐれた微細な下部ベイナイトを得ることができるものと考えられる。

文 献

- 1) A.S.T.M., Part. 3 (1961), p. 104
- 2) B. Cina and P. JUBB: J. Iron & Steel Inst, (U.K.), 193 (1959) Dec. p. 329
- 3) 渋谷, 竹下, 竹内, 福田, 平井: 鉄と鋼, 49 (1963)10, p. 1608

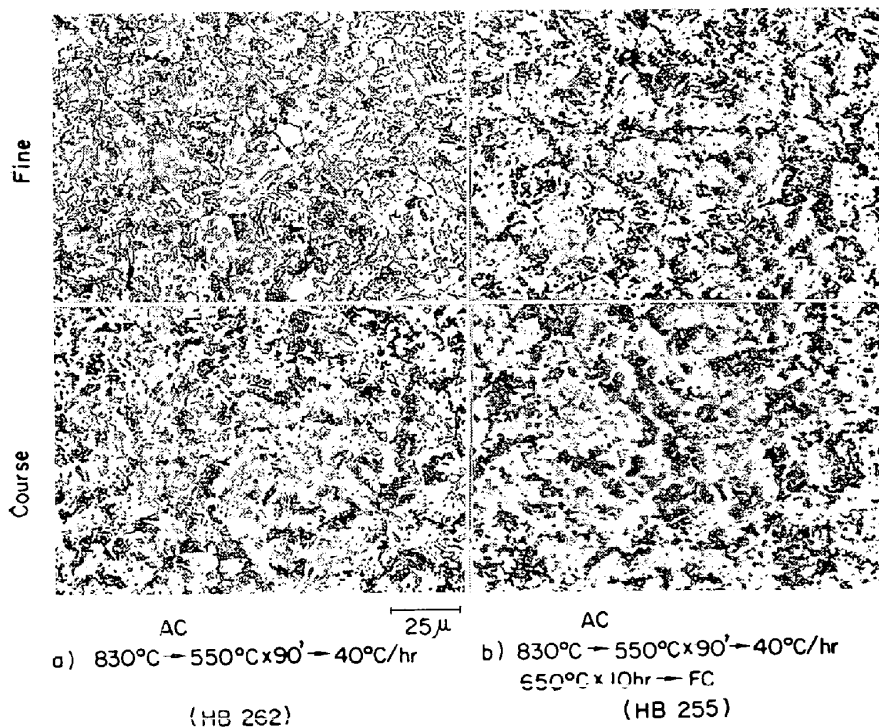


Photo. 2. Microstructure for heat treatment C.

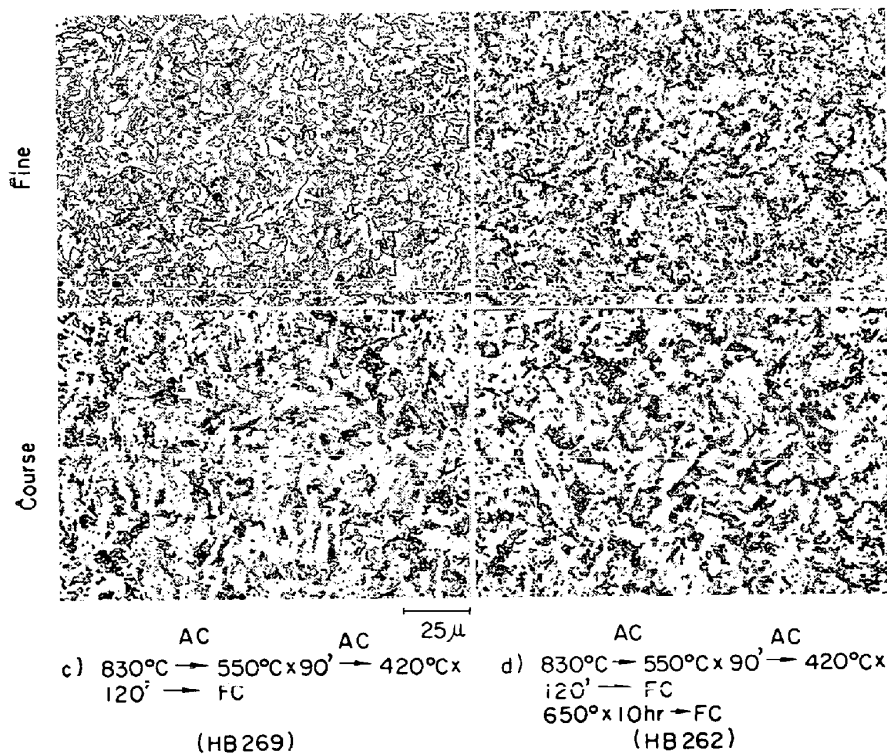


Photo. 3. Microstructure for heat treatment D.