第 7 会 場

(耐熱鋼・工具鋼・肌焼鋼)

(154) 1Cr, 1Cr-0.3V, 0.3Ni-1Cr-0.3Mo, 1Cr-0.3Mo-0.3V 鋼の焼戻挙動について

(熱間工具鋼に関する研究—Ⅶ)

日本特殊鋼

○西村 富隆・新山 善之

On the Tempering Behavior of 1Cr, 1Cr-0.3V, 0.3Ni-1Cr-0.3Mo and 1Cr-0.3Mo-0.3V Steels.

(Study on hot work tool steels—Ⅶ)

Tomitaka NISHIMURA and Yoshiyuki SHINYAMA.

1. 結 言

Ⅱ 種類の熱間工具鋼に対する 焼戻時効現象の研究結果については、すでに数回にわたり報告した^{1)~4)}。今回は、1Cr, 1Cr-0.3V, 0.3Ni-1Cr-0.3Mo, 1Cr-0.3Mo-0.3V 型の鍛造用型鋼を今までと同様に焼戻時効した際の、硬度、衝撃値、内部応力、炭化物反応、電子顕微鏡組織などの変化を調べ、これらを総合して 4 供試鋼の焼戻現象を詳細に検討した。

2. 試料および実験方法

供試材としては、35kVA 高周波誘導炉にて溶製した 8kg 鋼塊を 14mm φ 及 14mm φ 中に鍛伸してから焼鈍したものを使用した。これら試料の化学成分を Table 1 に示す。

加工試料はすべて 1100°C に 1 hr 保持して炭化物を基地中に完全に固溶してから油冷し、直ちに -73°C × 3 hr のサブゼロ処理をほどこし、しかる後焼戻を行なった。炭火物の電解抽出、抽出レプリカ採取、内部応力測定方法などは前報⁵⁾の場合とまったく同様である。

3. 実験結果

3.1 硬度および衝撃値

0.3Ni-1Cr-0.3Mo 型の FD7 (焼入硬度 H_RC 60.2) を 400~700°C の各温度で 0.35~1000 hr の焼戻時効を行なった場合には、硬度と時間との関係は Fig. 1 の

ようになる。400, 450, 500°C においては、硬度は直線的にゆるやかに減少するが、550°C 以上の温度では軟化はやや急速に進行するようになる。また 700°C では長時間側において硬度は一定値におちつくような傾向が見られる。

Fig. 2 は、硬度の場合と同様に、FD7 の常温におけるシャルピー衝撃値を焼戻時効時間に対してプロットして得た衝撃値曲線である。400~550°C の温度範囲においては、衝撃値は時間とともに漸増している。ところが、600°C になると 200 hr 付近に極大が発生し、650°C ではこれが約 15 hr のところに移ってくる。700°C ではこの極大は 3.5 hr 付近に移動し、さらに極小が 125 hr のところにあらわれてくる。このように、600°C 以上の焼戻温度においては衝撃値に起伏変化が生じ、その変化現象は温度が高くなるほど短時間側に規則的に移行している。

以上の FD7 の硬度値と衝撃値を、焼戻パラメータ

Fig. 1. Isothermal tempering hardness curves for FD7 steel.

Table 1. Chemical composition of specimen (%).

Designation (type)	JIS	Specimen No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
FD 3 (1Cr)	SKT 2	1	0.46	0.30	0.80	0.009	0.014	—	1.13	—	—
		2	0.46	0.30	0.83	0.008	0.018	—	1.09	—	—
FD 4 (1Cr-0.3V)		1	0.46	0.29	0.70	0.009	0.018	—	1.09	—	0.30
		2	0.47	0.27	0.71	0.009	0.017	—	1.09	—	0.30
FD 7 (0.3Ni-1Cr-0.3Mo)	SKT 3	1	0.48	0.37	0.72	0.010	0.019	0.32	1.08	0.35	—
		2	0.48	0.32	0.75	0.009	0.019	0.31	1.12	0.36	—
FD 8 (1Cr-0.3Mo-0.3V)	SKT 5	1	0.48	0.32	0.76	0.008	0.018	—	1.11	0.32	0.28
		2	0.48	0.31	0.74	0.009	0.018	—	1.14	0.31	0.27

Specimen 1 was used for hardness, impact, extraction replica and internal stress tests, and 2 for electrolytic extraction.

Fig. 2. Isothermal tempering impact energy curves for FD7 steel.

Fig. 3. Master tempering hardness and impact energy curves for FD7 steel.

$P = T(20 + \log t) \times 10^{-3}$ に対してプロットすると、Fig. 3 のような母硬度曲線と母衝撃値曲線が得られる。硬度は焼戻パラメータの増加とともに単調に減少する。衝撃値は P が大になるにしたがつてゆるやかに増大し、 $P = 19.5$ で極大に達するが、この点をすぎると減少しはじめ $P = 21.5$ で極小となる。すなわちこの付近で焼戻脆性を示すようになる。

このようにして、FD3, FD4, FD7, FD8 の全供試鋼に対する母硬度曲線と母衝撃値曲線をひとまとめにしたものが Fig. 4 である。まず硬度曲線に着目すると、V を含有しない FD3 と FD7 の曲線は似た形をしており、硬度は P とともに単調に低下している。これに反し、V を含む FD4 と FD8 においては、これらの硬度は $P = 15.5$ まではゆるやかに低下するが、 $P = 15.5 \sim 17.5$ の範囲ではほとんど変化せず一定値を示し、 $P = 17.5$ を越すと急激に直線的に減少する。このように V 添加によりいわゆる 2 次硬化現象が明瞭にあらわれている。

Fig. 4. Master tempering hardness and impact energy curves for FD3, FD4, FD7 and FD8 steels.

Fig. 5. Maximum internal stress and lattice parameter of ferrite matrix obtained from X-ray diffraction for FD7 and FD8 steels.

つぎに衝撃値曲線を見ると、各鋼とも焼戻脆性を示しているが、中でも V を含有しない FD3 と FD7 において脆化現象が明瞭にあらわれている。Ni を含まない FD3, FD4, FD8 の焼戻脆性は、それぞれ $P = 17, 18, 18.5$ のごとく比較的近い値のところで生じているが、0.3%Ni を含有する FD7 の脆性は $P = 21$ 付近にあり、先の 3 鋼種よりかなりパラメータ値の大きい側にあらわれている。このように、本供試鋼のごとく比較的低合金の成分領域の鋼にあつては、0.3% 程度の Ni 添加は焼戻脆性現象の発生をおくらせることがわかった。

3.2 内部応力

前報りに述べた X 線回折法により求めた FD7, FD8 のフェライト基地の最大内部応力と格子常数を Fig. 5 に示す。FD7 の最大内部応力は P とともに 130 kg/cm^2

Table 2. Tempering parameter ranges in which two kinds of carbides were detected.

Steel	FD 3	FD 4	FD 7	FD 8
Carbide				
M ₃ C	13・1~ 22・4	13・1~ 22・4	13・1~ 22・4	13・1~ 22・4
M ₂₃ C ₆	—	—	19・4~ 22・4	20・0~ 22・4

mm² から 0 まで単調に減少するが、FD8 では 4 段階の変化をしながら減少している。このように応力は硬度と大体類似した変化を示す。また格子常数は、FD7, FD8 両者とも先の応力曲線に追従したような変化をしながら減少している。

3.3 炭化物反応

焼戻時効した試料からの電解抽出炭化物の X 線分析ならびにカーボンレプリカ上に抽出した炭化物の電子顕微鏡による形状観察と電子回折によつて得た同定結果を Table 2 に示す。これからわかるように、Mo を含有しない FD3, FD4 では M₃C のみ存在するが、Mo を 0.3% 含んだ FD7, FD8 では M₃C のほかに、P の大きいところにおいて M₂₃C₆ が存在する。

また各試料からの電解抽出残渣中の相対的な炭化物量を、M₃C の (210) と M₂₃C₆ の (422) 回折線の高さで表示し、これを焼戻パラメータ P に対してプロットしてみた。その結果、FD3, FD4 では M₃C は P=16 までは若干増加し、この点を越すと急激に増大するが、全般的に V を含有する FD4 の方が炭化物量は少ない。FD7, FD8 においては、M₃C は P=16 をこすと急に増加するが、P=20.5 付近で最大量を示し、この点をすぎると急速に減少する。M₂₃C₆ は、FD7 では P=17.4, FD8 では P=20 で検出され、P が大きくなるとともに急激に増加する。この場合も V を含有する FD8 中の M₃C, M₂₃C₆ の量は、全般的に FD7 よりも少ない。さらに、カーボン抽出レプリカ上の炭化物を電子顕微鏡により観察した結果によると、V 含有の FD4, FD8 は、V を含まない FD3, FD7 よりも、炭化物の成長と凝集がおくることが確認された。以上の結果から、本供試鋼のごとき成分範囲の鋼においては、0.3% 程度の V は炭化物反応を遅滞せしめることが判明した。

4. 結 言

鍛造用型钢 FD3, FD4, FD7, FD8 を 400~700°C において 0.35~1000 hr の焼戻時効させたときに生ずる現象をまとめるとつぎのようになる。

(1) V を含まない FD3, FD7 の硬度は、焼戻パラメータ P とともに単調に減少するが、0.3% V 含有の FD4, FD8 は P=18 付近に比較的確明な 2 次硬化現象を示す。

(2) Ni を含まない FD3, FD4, FD8 の焼戻脆性は P=17~18.5 に発生するが、0.3% Ni 含有の FD7 では P=21 付近にあらわれる。したがって Ni は焼戻脆性現象をおくらせることがわかる。

(3) 最大内部応力は、P の増加にしたがつて、FD7 では単調に、FD8 ではやや段階的に、130 kg/mm² から 0 まで減少する。

(4) Mo を含まない FD3, FD4 では V の全域で M₃C のみが存在し、0.3% Mo 含有の FD7, FD8 では M₃C のほかに、P の大なる側で M₂₃C₆ が存在する。また V 含有の FD4, FD8 の炭化物反応は、V を含まない FD3, FD7 よりおくれる。

文 献

- 1) 西村, 新山: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1537
- 2) 西村, 新山: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1539
- 3) 西村, 新山: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 668
- 4) 西村, 新山: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 1939

(155) 1Cr-1Mo-1/4V 鋼のクリープ破断強度におよぼす焼入冷却速度および二段オーステナイト化処理の影響

日立製作所, 日立研究所 ○ 佐々木 良一
The Effect of Cooling Rate from the Quenching Temperature and Two Step Austenizing Treatment on the Creep Rupture Strength of 1Cr-1Mo-1/4V Steel.

Ryoichi SASAKI.

1. 結 言

1Cr-1Mo-1/4V 鋼は蒸気タービンロータシャフト材として広く使用されており、この材料のクリープ破断強度に関する研究も多数報告^{1)~3)}されている。当所においては先に本鋼のクリープ破断特性におよぼす焼入温度と焼戻温度の影響を明かにした⁴⁾。大型ロータ材では、焼入時の冷却速度は部分により異なり、焼割れ防止のため、焼入時に室温まで冷却しないで、焼入を終止し、焼戻されるのが普通であるので、本報ではクリープ破断特性におよぼす焼入冷却速度と終止温度の影響を求めた。なお二段オーステナイト化処理の影響についても検討した。

2. 試料および実験

試料としては大型タービンロータシャフト素材胴部中央外周部から、約 100 mm × 40 mm × 150 mm の試験片素材を多数採取し、これを実験目的に沿って再熱処理して、室温の機械的性質および 550°C でのクリープ破断試験に供した。Table 1 は試料の組成を示す。

焼入冷却速度および終止温度の影響を求めするため、試番 1 を用い、Table 2 の熱処理を行なった。焼入温度は 955°C 一定として焼入冷却速度を 4 段階に変え、さらに 1240°C/hr と 110°C/hr 冷却のものについては、焼入時の冷却を 200°C, 300°C で終止し、その温度で 20 hr 保持して充分変態を終了させた後、室温まで冷却することなく直ちに 660°C で 60 hr の焼戻を行なった。二段オーステナイト化の影響を求めするため、試番 2 を用い、オーステナイト化温度を 955°C, 1000°C, 1050°C の 3 段階とし、それぞれ 955°C まで炉冷し、955°C で 2 hr 保持してから約 4000°C/hr で室温まで冷却し、660°C で 60 hr 焼戻した。

Table 1. Chemical composition of specimens. (%)

Spec. No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
1	0.32	0.31	0.55	—	—	0.45	1.10	1.06	0.27
2	0.33	0.26	0.72	0.014	0.013	0.48	1.06	1.14	0.27

Table 2. Heat-treatment of specimen No. 1.

Mark	Cooling rate (°C/hr)	Cooling end temperature (°C)
A R	4000	Room temperature
B R	1240	Room temperature
B 2		200
B 3		300
C R	110	Room temperature
C 3		300
D R	15	Room temperature

Note: Austenizing 955°C×2 hr
Tempering 660°C×60 hr
The specimens were treated by cooling from 955°C to cooling end temperature, soaking for 20 hr, and immediately heating to tempering temperature.

3. 実験結果および検討

3.1 焼入冷却速度の影響

Fig. 1 はクリープ破断特性におよぼす焼入冷却速度の影響を示す。Fig. 2 はこれから求めた 10,000 hr クリープ破断強度および室温の機械的強度と衝撃断面遷移温度におよぼす焼入冷却速度の影響を示す。冷却速度が大きい程衝撃値は高く、遷移温度は低下して靱性は増すが、4000°C/hr ではクリープ破断強度は若干低下し、特に切欠破断強度の低下が大きい。クリープ破断強度に対しては最適の冷却速度が存在し、全ペイナイト組織が得られ、かつフェライトが生じない限度において遅い方がよいようである。したがって、同一鋼種の Cr-Mo-V 鋼であつても素材の焼入性に相違があれば、最良のクリープ破断強度が得られる冷却速度は異なるものと考えられる。

3.2 焼入終止温度の影響

Fig. 3 にクリープ破断試験結果を示す。平滑および切欠クリープ破断強度には終止温度の影響は認められない。室温の引張強度、衝撃値に対してほとんど影響は認められなかった。この鋼種の Ms 点は約 310~350°C で、それ以下ではいずれも変態が終了し、組織的な差はほとんどないので機械的強度にも差がないのであろう。

3.3 二段 オーステナイト化処理の影響

Table 3 に結晶粒度および機械的性質を示す。Fig. 4 はクリープ破断強度を示す。オーステナイト化温度

Fig. 1. The effect of cooling rate on the creep rupture strength at 550°C.

の高い程結晶粒は粗大化し、引張強さは若干高くなり、クリープ破断強度も高くなるが、伸び、絞り、絞りは若干低下し、衝撃値は著しく低下し、切欠クリープ破断強度もかなり低下する。一般にこの種の材料では結晶粒度の粗い場合には平滑クリープ破断強度は高くなるが、切欠強度は低下することが多い。

4. 結 言

実験室的に焼入冷却速度を4段階に変え、また焼入終止温度を変えたものおよび二段オーステナイト化処理を行なったものについて、550°C でクリープ破断試験を行い次のような結果を得た。

1. クリープ破断強度はある焼入冷却速度で最高値を示し、それより冷却速度が大きくても、小さくても破断強度は低下する。切欠破断強度比は焼入冷却速度が大きい程小さい。
2. 焼入終止温度は Ms 点以下であれば機械的性質に

Fig. 2. The effect of cooling rate on the mechanical properties of 1Cr 1Mo 1/4 V steel.

Table 3. The effect of two step austenizing on the mechanical properties and grain size (Specimen No. 2).

Austenizing temp. (°C)	Grain size No.	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Impact value Vnotch (ft·lb)
955	8.5	26.3	21.5	60.0	19.6
1050/955 two step	2.7	90.3	19.4	47.3	13.0
1100/955 two step	1.4	91.7	18.8	46.9	9.2

Tempered at 660°C for 60 hr.

Fig. 3. The effect of cooling end temperature on the creep rupture strength.

Fig. 4. The effect of two step austenizing on the creep rupture strength.

ほとんど影響を与えない。

3. オーステナイト化温度が高い程結晶粒は粗大化し、平滑クリープ破断強度は高くなるが、靱性および欠欠クリープ破断強度は低下するので、二段オーステナイト化処理はあまり利点がない。

文 献

- 1) F. E. WERNER, T. W. EICHELBERGER, E. K. HANN: Amer. Soc. Metals, 52 (1960), p. 376
- 2) 熊田, 本間, 渡辺: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 595
- 3) 渡辺, 本間, 熊田: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1892
- 4) 熊田: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 711
- 5) 佐々木: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1899

(156) Cr-Si-Al 耐熱鋼におよぼす Ni の影響

住友金属工業, 鋼管製造所

川野 和男・○藤原 洸

Effect of Ni on the Properties of Cr-Si-Al Heat Resisting Steel.

Kazuo KAWANO and Kiyoshi FUJIWARA.

1. 緒 言

著者等は先に Cr-Si-Al 系耐熱鋼の諸性質について研究し、これらは一般の Cr ステンレスと同等の強度を持つが、高温での耐酸化性および耐 SO₂ ガス性が非常にすぐれていることを報告した¹⁾。この Cr-Si-Al 系鋼管の製管性および諸性質におよぼす各種合金元素の影響に関し一連の検討を続けているが、今回は Ni の影響について以下に報告する。

2. 供 試 材

実験に用いた材料の化学成分を Table 1 に示す。18Cr-1Si-1Al を基礎として Ni 含有量を 0.1 から 2% まで変化させた。いずれも高周波炉で 110kg 鋼塊をつくり、鍛造して 185mm φ 丸鋼にした後機械加工により 175mm φ の押出製管用ピレットを作成した。これを用い Ugine-Séjournet 方式で 80mm φ × 9mm t の鋼管を製造し、供試材とした。

Fig. 1. The effect of Ni content on the mechanical properties.

Table 1. Chemical composition of specimens (%).

No.	C	Si	Mn	Cu	Cr	Al	Ni	N ₂	O ₂
1	0.10	0.98	0.75	0.07	17.75	0.86	0.12	0.029	0.0027
2	0.10	1.16	0.73	0.08	17.65	0.86	0.30	0.025	0.0028
3	0.09	1.21	0.70	0.07	18.25	0.86	0.61	0.021	0.0028
4	0.09	1.17	0.69	0.07	18.00	0.86	1.01	0.028	0.0030
5	0.09	1.16	0.73	0.08	18.20	0.86	2.01	0.020	0.0025

Fig. 2. Impact properties.

3. 実験方法および実験結果

3.1 鋼塊の铸造組織と押出管の状態

Ni 含有量が増加しても柱状晶や自由晶の大いさにはあまり影響しないが、王水腐食の場合、粒界の選択腐食が防げられる。

押出管には高Cr鋼特有のたてじわが認められるがNiの多いもの程顕著である。

3.2 常温の機械的性質とミクロ組織

押出管の 350°C×30min AC 後の引張性質とカタサを Fig. 1 に示す。カタサはわずかの Ni の増加で上昇するが、その後は 1% まであまり変化しない。しかし、2% になると急に上昇している。引張強さや降伏強さもほとんど同様である。伸びは反対に Ni の増加とともに低下する。

ミクロ組織はいずれも炭化物を含む α 組織であり、Ni の多少による変化は認められない。

3.3 衝撃性質

上述の熱処理後、7.5mm 巾、2U ノツチシャルピー試験片を作成し、種々の温度で衝撃試験を行なった結果を Fig. 2 に示す。Ni 含有量のかんにかかわらず、すべて 90°C までは衝撃値が低いが、150°C 以上になると衝撃値は高くなる。特に Ni が 0.1% および 2% のものが他のものより良好である。Ni は 1% までは靱性に対して悪影響を与えるが 2% 以上ではカタサが高くなるにかかわらず、靱性が向上するようである。この原因は低炭素鋼でも認められているように Ni の固溶効果のためと考えられる。

3.4 高温加熱後の変化

800~1250°C に 30min 保持後水冷した場合のミクロ組織、カタサ、衝撃値などを調査した。いずれのものも 1100~1150°C 加熱材にカタサのピークがある。衝撃値

Fig. 3. Elevated temperature tensile properties.

はいずれの場合も Ni 2% のものが他より高い。ミクロ組織の変化としては、Ni の低いものは 1150°C 以上では非常に巨粒になっており、Ni の高いものは γ 組織が現われ、一般の Cr ステンレス鋼と同様の現象が認められる。

3.5 高温引張性質

850°C×30min AC 後、GL=35mm、巾および厚さ 5mm の試験片を作成し、400~900°C で高温引張試験を行なった結果を Fig. 3 に示す。Ni が 1% まではほとんど影響ないが、2% のものは 500°C までは多少引張強さや降伏強さが高い。しかし、600°C 以上になるとほとんど同じ強度を持つ。伸びにおいても顕著な差はない。

3.6 耐高温ガス腐食性

高温での耐酸化および耐 SO₂ ガス性を調べるために、次の条件で行なった高温ガス腐食試験の結果を Fig. 4

Fig. 4. Effect of Ni on the properties of gas corrosion.

に示す。

試験片……5mmφ×40mm/

ガス組成……0.2%SO₂-N₂, 0.2%SO₂-2%O₂-N₂

試験温度……1000°C, 1100°C

時間……50 hr

ガス流量……400 cc/min

1000°CではSO₂雰囲気の方が腐食は著しいが、1100°Cでは酸素を含む方が腐食量は著しくなる。Niの影響について述べると、SO₂雰囲気の1000°CではNiの増加につれて腐食量が減少しているが、1100°Cではまったく反対になっている。また、Niが1%以下では1100°Cの腐食量の方が1000°Cでの腐食量より少なく、Niが2%になると逆転している。

SO₂+O₂雰囲気の1000°Cではいずれも腐食量が非常に少なくNi含有量による差は認められないが、1100°Cになると急激に腐食量が多くなり、Niの高いもの程いちじるしい。

なお、試料は多少窒化されるようである。

この高温ガス腐食に関しては現在なお検討中である。

3.7 溶接性

25Cr-20Niの溶接棒を用い、開先70°, 250°C予熱で突合せアーク溶接を行ない、溶接部のマクロ組織、ミクロ組織、カタサ、引張および曲げ試験を行なったが、Ni含有量による差はほとんど認められなかった。

4. 結 言

Cr-Si-Al鋼管におよぼすNi含有量の影響について実験を行ない、次の結果をえた。

(1) Niの増加とともに熱間押出管の表面状態が悪化する。

(2) Niの増加につれて常温の強度が増加するが600°C以上の高温引張強度にはNiの影響が全然認められない。

(3) SO₂を含む酸化雰囲気において1000°CではNiの影響はほとんど認められないが、1100°CになるとNiの多い程耐性が減少する。

(4) 溶接性においてはNiの影響はほとんど認められない。

文 献

1) 川野, 藤原他: 第68回講演会発表

(157) 耐熱鋼3種の変態挙動におよぼすオーステナイト化温度の影響について

岩手大学工学部

○中 沢 一 雄

Effect of Austenitizing Temperature on the Behavior in Transformation of Si-Cr-Mo Heat Resisting Steel.

Kazuo NAKAZAWA.

1. 緒 言

当実験はフェライト系耐熱鋼 SEH3 について、その変態点以上への加熱に際して、焼入温度または最高加熱温度の影響に関連した事項として、炭化物のオーステナイト中への溶解状況およびオーステナイト化状態の変化を検討し、それらの違いが恒温変態およびマルテンサイト変態の経過ならびに残留オーステナイト量とその焼戻分解過程などにどのように反映するかを調査したもので、炭化物の溶解にもとづくオーステナイトの組成変化に対応して、溶解成分元素の変態挙動におよぼす影響をチェックするとともに、当鋼の熱処理に関する事項について一つの認識を得るために行つたものである。

2. 実験方法

試料は、その化学組成 C 0.33%, Si 2.20%, Mn 0.42%, P 0.03%, Cr 11.58%, Mo 0.65% の実用耐熱鋼3種 (SEH3) の圧延棒材である。これを900°Cに30min焼鈍し、後これより検鏡、硬度試験用として10mmφ×4mmの小試片および熱膨張計および磁気分析用として5mmφ×80mmの試片を切りとつた。変態点以上の各温度への加熱はすべて加熱速度15°C/min、10min間保持とし、酸化防止塗料を塗布し大気中にて加熱した。恒温変態の経過は硬度試験 (HRC) と検鏡によつて決定し、マルテンサイト変態の経過は拡大率800倍の熱膨張計にて測定し、それらの変化の極小点および極大点を取りそれぞれ Ms および Mf とした。各オーステナイト化温度よりマルクエンチ (MQ) すなわち350°Cの鉛浴に投入し3min間保持後空冷されたものについて、焼戻加熱過程における示差熱膨張変化および磁気の強さの変化が測定された。前者は中性体としてCuを用い加熱速度3°C/min、後者は前もつて320 Oeにて磁化した後130 Oeの一定磁場にて磁力計法により、加熱速度5°C/minにて、ともに、1/10~1/20mm真空中にて測定された。

3. 実験結果および考察

当鋼はその焼鈍状態において、Si および Cr を固溶しているフェライトと ε(Cr₂₃C₆)炭化物とから成るものと考えられる^{1)~3)}。そして Ac₁ は 860°~950°C に、Ar₁ は 775°~860°C にあり、変態点以上においてはオーステナイトと炭化物が共存し、温度の上昇とともに炭化物はオーステナイト中に溶解するが1100°C-10minにては全部溶解せず残りが残存している。

Fig. 1. TTT-diagrams of Si-Cr-Mo heat resisting steel for the three different austenitizations.

Fig. 2. Effect of austenitizing temperature on the austenite grain size, the time of Ps and Pf-Ps at the nose and the Ms and Mf points in Si-Cr-Mo heat resisting steel. Austenitizing time is each 10 minutes.

a) 950°C-800°C-3 sec. c) 1050°C-750°C-150 sec.
b) 1000°C-600°C-3 hr. d) 1050°C-750°C-4 min.

Photo. 1. Microstructures of Si-Cr-Mo heat resisting steel isothermally transformed. Curran's reagent. (x330)

Fig. 1 は 950°C, 1000°C および 1050°C-10min オーステナイト化した場合のそれぞれの TTT-曲線を比較対照して示している。ここではいずれの場合もパーライト変態は現われない。500°C 以上のパーライト変態においては、オーステナイト化温度の上昇とともに、ノーズ位置が高温側にずれる傾向を示し、また Ps および Pf-Ps は長くなる。ノーズ位置については、高 Si でない高 Cr 鋼ではむしろ下降の傾向があるところから⁴⁵⁾、このことは C, Cr の拡散に関係する Si の影響と考えられる。Ps については主としてオーステナイト中の C 含有量の増加によるものであり、Pf-Ps については主として Cr 含有量の増加によるものと考えられている⁵⁾。Ms 点は明かに炭化物の溶解の進行とともに低下して来る。

Fig. 2 は Fig. 1 において重複的な比較対照として示されている差異のうち、オーステナイト結晶粒度、ノーズにおける Ps および Pf-Ps の長さおよび Ms および Mf 点などについて、それらのオーステナイト化温度による変化の程度を示したものである。変化全体を見ると、大体一貫して 1000°C を境として、オーステナイト化状態の変化の程度が異なつて来るようである、すなわち炭化物の溶解状態が異なつて来ることをうなづかせる。そして特にノーズにおける Ps および Ms 点の変化からして 1000°C 以上になると炭化物の溶解量がより急に増加するということが考えられる。Si は Ms 点の移動にはほとんど関係ないが、C は Ms 点を降下させる最たる元素であり、その 0.1% は Ms 点を 30°~35°C 降下させるといわれている⁶⁷⁾。一方 13%Cr 一定の場合に C 0.1% の増加は Ms 点を 75°C 降下させる⁵⁾。当

Fig. 3. Relations between the differential dilatation and the heating temperature for Si-Cr-Mo heat resisting steel marquenched from various austenitizing temperatures for 10 minutes.

Fig. 4. Relations between the magnetic intensity and the heating temperature for Si-Cr-Mo heat resisting steel marquenched from various austenitizing temperatures for 10 minutes, measured at the constant magnetic field of 130 Oe after initially magnetizing at 320 Oe.

結果において、950°C から 1050°C までの Ms 点の降下は 140°C であるが、このことについて、当鋼のオーステナイト中の Cr 量を考慮したとして、前記の降下度と対照した場合、950°C から 1050°C までの間の加熱においては少くも 0.2% の C が溶解されていることになる。

Photo. 1 は恒温変態途中の組織である。

Fig. 3, 4 はそれぞれ各オーステナイト化温度よりマルクエンチされたものの如熱過程における示差熱膨張変化および磁気の強さの変化を示す。これらにおいては 200°C~300°C において残留オーステナイトの低温分解とされる幾らかの変化が認められるが、いずれも大同小異である。しかし 600°C~700°C における顕著な変化は両変化を対照して明らかに残留オーステナイトの高温分解であることを示しており、それらの変化量はオーステナイト化温度とともに大となつている。しかしここで Fig. 3 においては高温分解の著明な変化は 600°C~650°C に限られているが、Fig. 4 においては 400°C 付近から 700°C にかけて変化は単一の過程ではなく 3 段階的に経過している。測定する性質によつて、これに反映する内容も異なり、各々その特質があるが、ここにおける変化量もオーステナイト化温度の上昇とともに全体として大きくなつている。

4. 結 言

耐熱鋼 3 種 (SEH3) につき、3 つの相異なるオーステナイト化温度について、TTT-曲線、Ms および Mf 点を求め、また焼戻過程について残留オーステナイトの分解状態を検べ、それらの結果から炭化物の溶解に伴うオーステナイト化状態の変化と変態挙動との間の関連性を調査した結果はつぎのごとし。

(1) Ps および Ms の変化が特に大きい、また残留オーステナイト量の変化も大きいことから、C 量の影響が大きいことを示している。

(2) 1000°C 以上になると炭化物の溶解量がより増大するものと思われる。

(3) パーライトノーズの上昇傾向は Si 含有量と関係あるものと思われる。

(4) 遊離炭化物として保持されている C% は大凡 0.25% 程度のもと考えられる。

文 献

- 1) 佐藤, 金子, 遅野井: 日本金属学会誌, 21 (1957) 5, p. 345
- 3) 佐藤, 本田, 西沢: 鉄と鋼, 42 (1956) 12, p. 1118
- 3) 藤田, 増本: 鉄と鋼, 46 (1960) 10, p. 1395
- 4) 中沢: 日本金属学会誌, 20 (1956) 4, p. 195
- 5) 中沢: 日本金属学会誌, 26 (1962) 6, p. 339
- 6) M. COHEN: Trans. Amer. Soc. Metals, 41 (1949), p. 35
- 7) 日本金属学会編: 新制金属講座材料篇鉄鋼 (Ⅱ), (1955), p. 116 [同会]