

Ni Cr 白 鑄 鉄 の 熱 処 理

Heat-treatment of Ni Cr Alloy White Cast Iron

福 元 一 郎*
Ichirō Fukumoto

内 容 梗 概

耐摩性 Ni Cr 白鑄鉄を高硬度とする熱処理法の検討を行った結果、下記の三つに大別された。
 (1) 約250°Cで焼鈍し、ベイナイト生成と過飽和セメンタイトの析出硬化により、 $H_R(C)$ 60~62.5とする。
 (2) に約 550°C 焼鈍で硬化により $H_R(C)$ 63~67 とする。この場合適量の Ni, Cr % を要する。
 (3) A_1 点上に焼鈍して焼戻初析セメンタイトを十分析出せしめ M_s 点を上昇せしめて、 $H_R(C)$ 60~67とする。
 鋼の熱処理と異なるおもな点は、(1) 共晶セメンタイトが基地をなす。(2) 初晶中の炭素濃度が高い。ゆえに熱処理により(1) 初晶、共晶間に Ni, Cr が拡散移動する。(2) 初析セメンタイトが著しく析出する。の二つに関連した事象が見出された。

1. 緒 言

白鑄鉄は多量の共晶セメンタイトを含有し、かたく摩耗しにくいいため、耐摩性を要求する機械部品として用いられ、また表面のみを急冷して白鑄鉄として用いられる(たとえばチルドロール)。

白鑄鉄の性質は(1) 組成、(2) 熔鉄よりの冷却速度または鑄造条件、および(3) 熱処理、などにより著しく変化する。従来多く用いられている普通チルドロールは金型に鑄造し表面を白鑄鉄としたものであるが、近時いっそう耐摩耗性を増すため Ni, Cr を添加して高硬度としたものが用いられる。しかしてその到達硬度は鑄造のまま $H_R(C)$ 60~61 であって、さらにその硬度を増した靱性を与えるためには、適量の添加元素と適当な熱処理が必要である。

本報では、白鑄鉄の用途より考えて、その靱性は一応考えず、その硬度を上昇せしめることに主眼をおき、現在良く用いられているロールの組成を中心として、C3%の Ni Cr 白鑄鉄の初晶すなわち鋼部分の組織および硬度を熱処理により変化せしめた結果について報告する。

2. 試料および実験方法

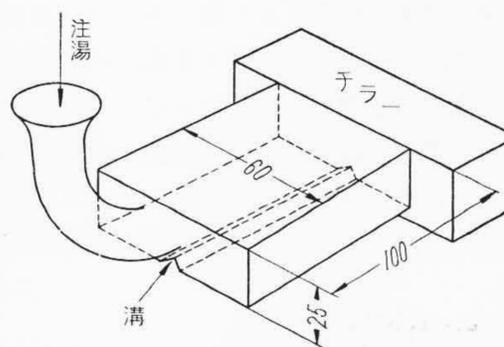
安来木炭鉄 (C 3.5, Si 0.2, Mn 0.2, P 0.07, S 0.02, V 0.2%) に電解鉄、電解ニッケル、金属クロムを添加して高周波電気炉で第1表のような組成のC約3%の各種合金(第1群の合金とす)を熔製し、径7mmの丸棒を、合金 NC 1, 2を除いてほかの合金は油砂型に鑄造した。合金 NC 1, 2および第2群の合金(C 3%, Ni 3~4.5%, Cr 1~6%, 組成の詳細は略す)は径7mmの丸棒を(1) 金型、(2) 油砂型、(3) 予熱石英型、に鑄造した。また合金 NC 1, 2は第1図のようなチル型試片を油砂型に鑄造した。第2表にこれら各種鑄造試料の鑄造冷却速度を示す。

* 日立製作所中央研究所

第1表 合金の組成

	C	Ni	Cr
P 1	3.1	—	—
N 1	3.18	0.96	—
N 2	3.39	1.87	—
N 3	3.21	3.08	—
N 4	3.15	3.92	—
N 5	3.15	4.93	—
C 1	3.21	—	0.39
C 2	3.18	—	0.83
C 3	3.09	—	1.24
C 4	3.22	—	1.67
C 5	3.13	—	2.10
NC 1	3.2	3.94	1.55
NC 2	3.18	4.52	2.07
NC 3	3.05	1.53	1.60
NC 4	3.10	2.42	1.52
NC 5	3.05	3.44	1.63
NC5-B	3.10	3.50	1.81
NC 6	3.10	4.27	1.59
NC 7	3.10	4.45	0.02
NC 8	3.17	4.51	0.65
NC8-B	2.88	4.50	0.65
NC 9	3.16	4.40	1.13
NC9-B	3.0	4.70	1.11
NC10	3.19	4.47	1.76
NC10-B	2.98	4.52	1.48
NC10-C	2.86	4.61	1.65
NC11	3.16	4.61	2.54

(ほかに約 Si 0.2, Mn 0.1, P 0.06, S 0.02~0.08, V 0.2% を含む)



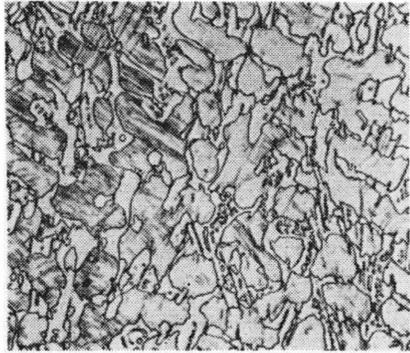
第1図 大形チル試片 (油砂型鑄造)

第 2 表 各種鋳造試料の冷却速度

冷却条件	凝固点冷却速度 (1,400~1,000°C)	A ₁ 点冷却速度 (700~400°C)
10φ 金型鋳造試料	約 6,000°C/min	約 1,000°C/min
10φ 砂型鋳造試料	500°C/min	45°C/min
チル型チラーより 2mm	1,000°C/min	4°C/min
チル型チラーより 45mm	40°C/min	4°C/min
予熱石英型鋳造試料	25°C/min	3.3°C/min

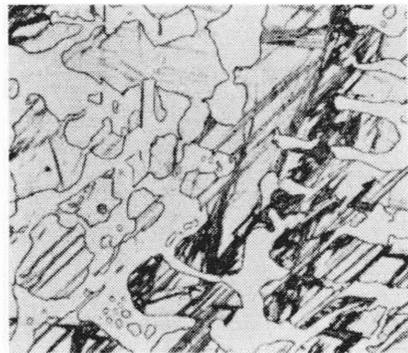
第 3 表 各種鋳造試料の硬度 $H_R(C)$

	金型鋳造試料	砂型鋳造試料	予熱石英型鋳造試料	チル型鋳造試料			
				チラーより 1mm	チラーより 10mm	チラーより 20mm	チラーより 45mm
合金 NC 1	56	59	62	60	62	62	62
合金 NC 2	47	54	57	46	52	55	55



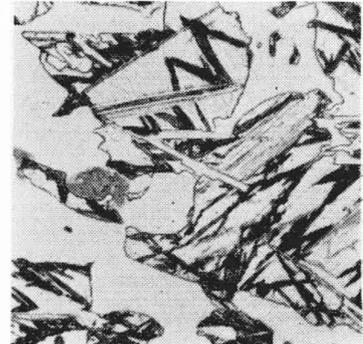
(×400)

第 2 図 合金 NC 2, 金型鋳造試料



(×400)

第 3 図 合金 NC 2, 油砂型鋳造試料



(×400)

第 4 図 合金 NC 2, 予熱石英型鋳造試料

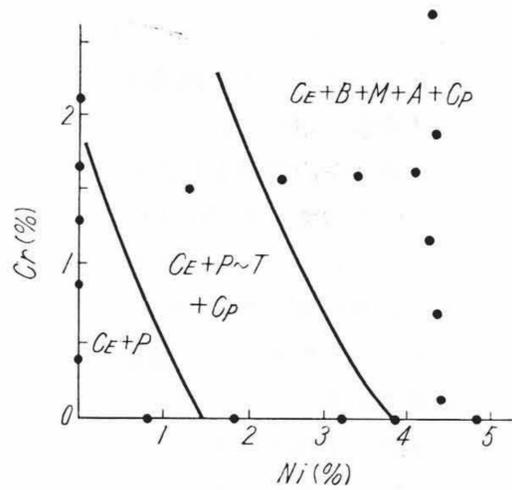
これら試料より長さ 10 mm の硬度および検鏡試片、および長さ 50 mm の熱膨脹測定用試片を切削研磨した。またチル試片は中央の溝で破断し、破断面を研磨した。検鏡には 1% 硝酸アルコール液を用いた。熱膨脹計は自家製の石英製ダイヤルゲージ式のもので⁽¹⁾、目測および自動記録方式⁽¹⁾の両者によって変態点および恒温変態の測定を行った。試料の熱処理は低温は石英製内外管より成る準密閉容器中、高温は真空中で行った。

3. 鋳造状態の組織および硬度

C は約 3% 一定としたので、組織を変化させる要因は (1) 鋳造冷却速度, (2) Ni, Cr %, である。鋳造冷却速度の組織に与える影響は, (a) 初晶の大きさ, 分布, 共晶の形, 大きさ, 分布と, (b) 初晶の組織, に分けられる。(a) については別報⁽²⁾を参照されたい。(b) については, 急冷されると, 初析セメンタイトの析出量が少なく, また Ar' 変態なども生起しにくいことは鋼と同様であるが, 佐藤, 金子, 西沢諸氏⁽³⁾および別報⁽⁴⁾により, 同一白鋳鉄において, 急冷されると初晶中に Cr 多く, Ni 少く分配されることが鋼と異なる。なお鋼と異なる点として, 初析セメンタイトを完全に溶解せしめるには共晶温度まで加熱せねばならないこと, 黒鉛化しやすいことなどが考えられる。また白鋳鉄の熱処理においては上述の初晶粒大, 分布および共晶のそれらはほとんど変化しないので, 以下初晶内の組織変化にのみ着目して実験した。

3.1 鋳造冷却速度の影響

第 2~4 図に合金 NC 2 の組織に及ぼす鋳造冷却速度



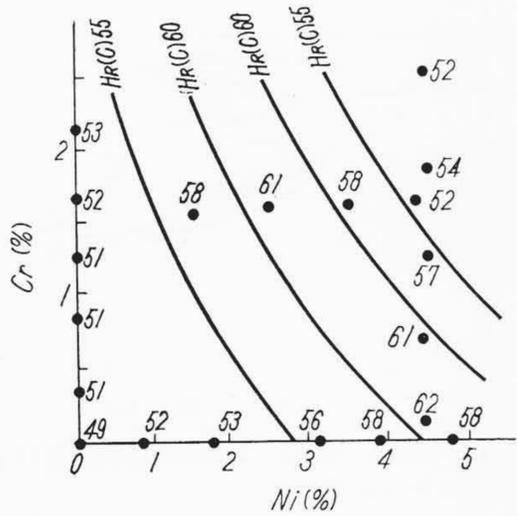
CE: 共晶セメンタイト CP: 初析セメンタイト
P: パーライト T: トルースタイト
M: マルテンサイト B: ベイナイト
A: オーステナイト

第 5 図 油砂型鋳造試料の組織図

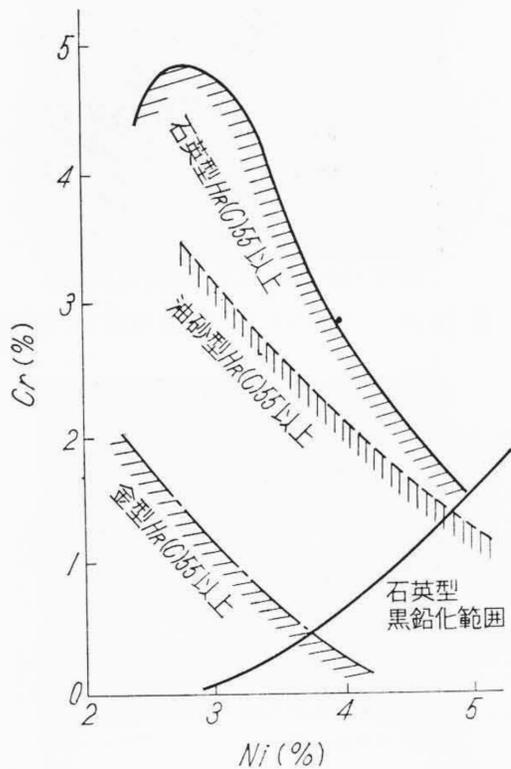
の影響を示す。急冷ほど, 初晶細く, かつマルテンサイト, 初析セメンタイトが少ない。硬度は第 3 表のように, 急冷ほど低下し, かつチラーより 1 mm, 20 mm, 45 mm の組織はおの金の型, 油砂型, および石英型鋳造試料のそれにほぼ近い。

3.2 組成の影響

第 5 図に, 合金 P 1, N 1~5, C 1~5, NC 3~11 の油砂型鋳造試料の組成—組織図を, 第 6 図に, 同一合金の組成—硬度図を示す。Ni, Cr が多くなるとマルテンサイト, ベイナイトを生じて $H_R(C)$ 61 になるが, さらに Ni, Cr をますとオーステナイトがまして硬度が低下する。次章以下の熱処理実験は主として油砂型鋳造試料について行った。



第 6 図 油砂型鑄造試料の硬度と組成の関係



第 7 図 種々の鑄型に鑄造した試料の硬度分布

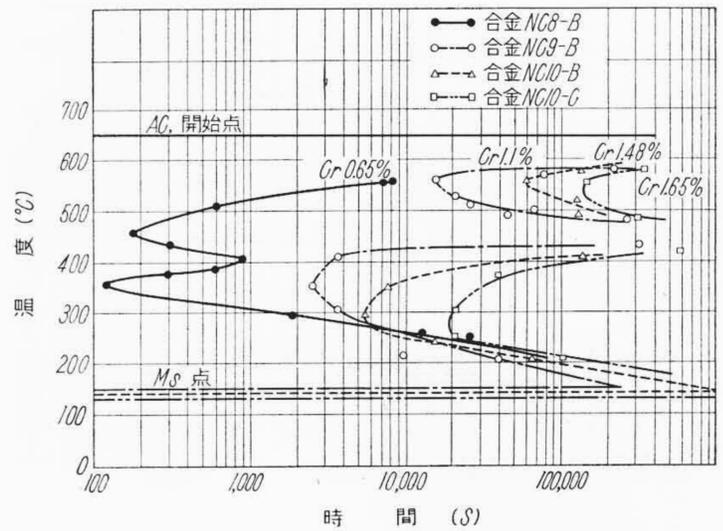
第 7 図に、第 2 群合金の各種鑄造試料の組成と硬度分布の関係を示す。急冷試料程等硬度曲線が低 Ni, Cr 側に移行し、急冷ほどオーステナイトが多くなり、金型鑄造試料ではほとんどオーステナイトのみとなる。

3.3 総括

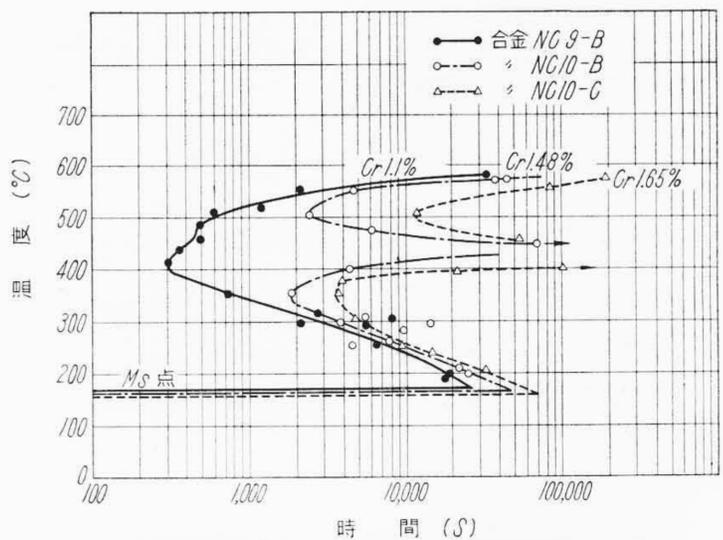
チル組織はチラーよりの距離により初晶の組織が異なり、硬度が変化し、熱処理法も異なるべきであるが、これらすべての鑄造冷却速度の試料について実験することは不可能なので、以後の実験は主として、実験室で得られやすい油砂型鑄造試料について行うこととした。

4. 変態点および恒温変態図

変態点は 200 °C/h の加熱冷却速度で求めた。また恒温変態図は 800 °C × 10 分と、800 °C または 900 °C × 5 時



第 8 図 Cr を変化した NiCr 白鑄鉄 800 °C × 10 分 焼鈍試料の恒温変態開始曲線

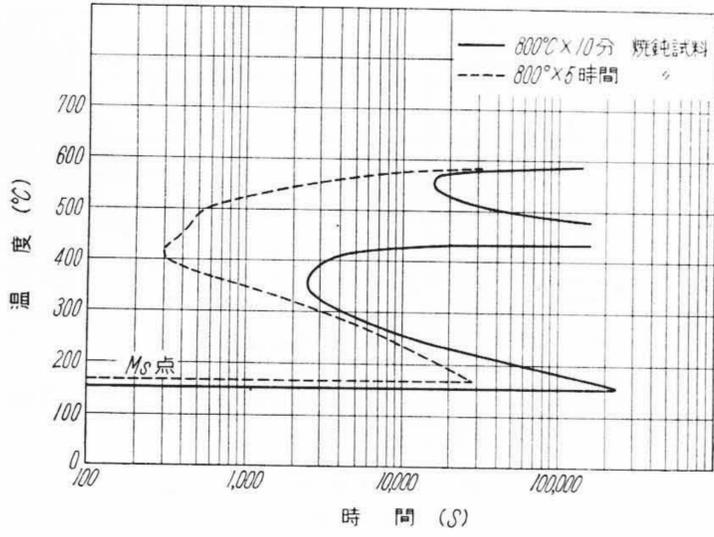


第 9 図 Cr を変化した NiCr 白鑄鉄 800 °C × 5 時間焼鈍試料の恒温変態開始曲線

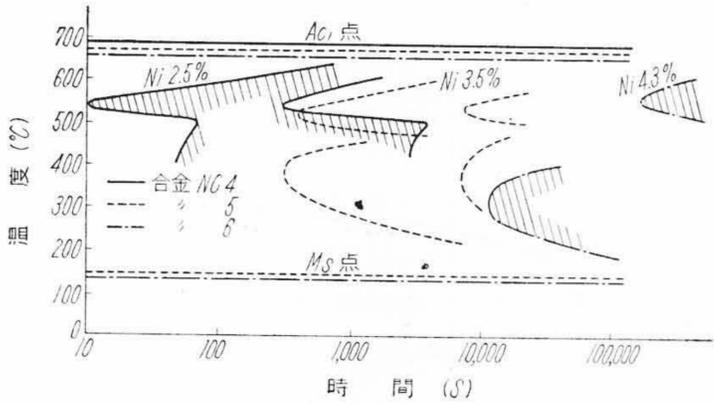
間焼鈍試料の両者について行った。すなわち恒温槽焼入までの処理としては (a) 800 °C × 10 分 → 焼入, (b) 800 °C または 900 °C × 5 時間 → 空冷 → 800 °C × 10 分 → 焼入, の 2 種となる。800 °C または 900 °C における保持時間はその合金群中最も Ni の多いもの, または Cr の少ないものの黒鉛化開始時間を選んだ。

4.1 変態点の測定

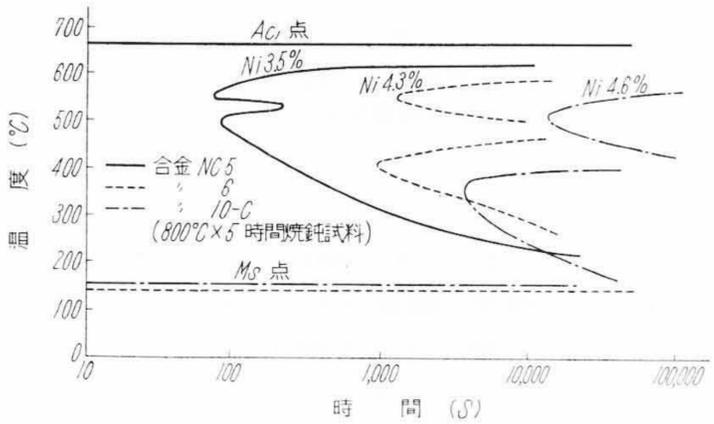
Ni 白鑄鉄 N 1~5 は Ni を 0~5% に増すと、Ac₁ 開始点, Ac₁ 終了点および Ar' 開始点はおのおの 750 → 650 °C, 770 → 720 °C および 730 → 580 °C とほぼ比例的に低下する。Cr 白鑄鉄 C 1~5 は Cr を 0~2.1% に増すと、Ac₁ 開始点が約 10 °C 上昇するのみで大差ない。Cr 1.5% で Ni を変化した合金 NC 3~6 は Ni 白鑄鉄と同様に Ni 増とともに Ac₁, Ar' 点とも低下し、Ni 4.3% Cr 1.5% で各 650 °C, 550 °C となる。Ni 4.5% で Cr を変化した合金 NC 7~11 は、Ac₁ 点約 650 °C で Cr が増加しても大差ないが、Ar' 点は著しく低下し、Cr 0 → 1.76% で 570 →



第 10 図 合金 NC 9-B の恒温変態開始曲線に及ぼす焼鈍時間の影響



第 11 図 Ni を変化した NiCr 白鑄鉄 800°C x 10 分焼鈍試料の恒温変態図



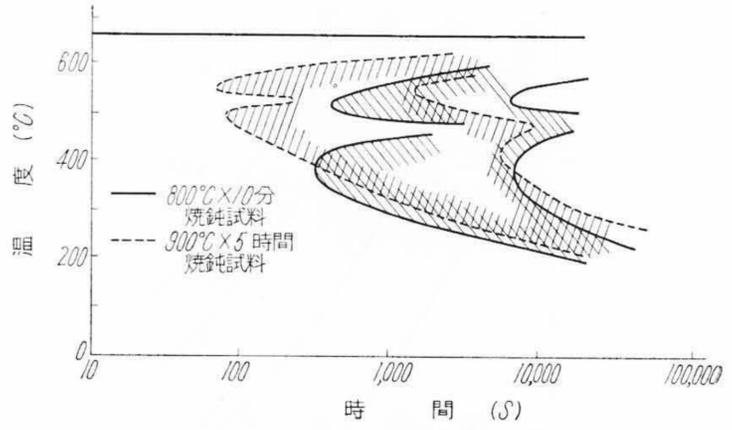
第 12 図 Ni を変化した NiCr 白鑄鉄 900°C x 5 時間焼鈍試料の恒温変態開始曲線

400°Cとなる。

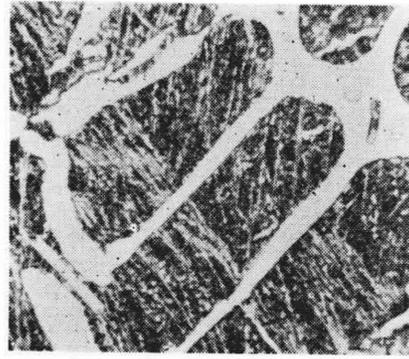
4.2 恒温変態図

4.2.1 Ni一定Crを変化した合金の恒温変態図

変態終了曲線は省略する。第 8 図に合金 NC8-B, 9-B, 10-B, 10-C の 800°C x 10 分焼鈍試料の恒温変態開始曲線を、第 9 図に同一合金の 800°C x 5 時間焼鈍試料のそれを示す。Cr が増すと上下両みさきに分離しかつその温度差が著しくなり、また両みさきとも長時間側に移行する。第 10 図に一例として合金 NC 9-

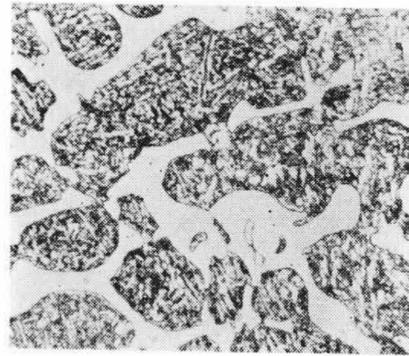


第 13 図 合金 NC 5 の恒温変態図に及ぼす焼鈍条件の影響



800°C x 10 分 → 542°C x 4 時間 (x400)

第 14 図 合金 NC 5, 恒温変態後の組織



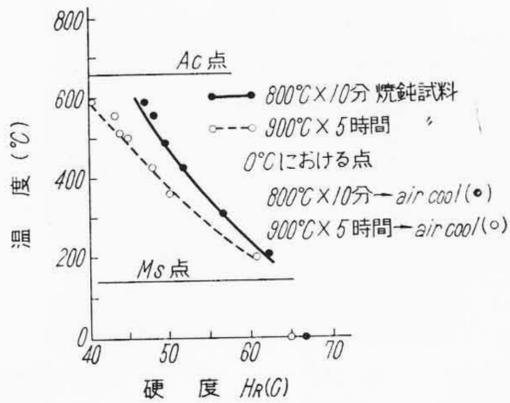
900°C x 5 時間 → 800°C x 10 分 → 553°C x 4 時間 (x400)

第 15 図 合金 NC 5, 恒温変態後の組織

B の 800°C x 10 分 および 800°C x 5 時間焼鈍試料の変態開始曲線を比較して示す。800°C で長時間焼鈍すると上下のみさきが合致しかつ短時間側に移行する。

4.2.2 Cr一定Niを変化した合金の恒温変態図

第 11 図に合金 NC 4, 5, 6 の 800°C x 10 分 焼鈍試料の恒温変態図を、第 12 図に同一合金の 900°C x 5 時間焼鈍試料の恒温変態開始曲線を示す。いずれの合金も Cr 約 1.5% を含むため、上下二つのみさきを有し、かつ Ni がますと上下みさきが、特に上のみさきが、長時間側にまた下のみさきは低温側に移行する。第 13 図に、一例として合金 NC 5 の焼鈍条件を変化した場合の恒温変態図を比較して示す。800°C x 10 分焼鈍試料に比して 900°C x 5 時間焼鈍試料は上下みさきとも短時間側に、かつ下のみさきが高温に移行する。



第 16 図 合金 NC 5 の恒温変態終了後の硬度

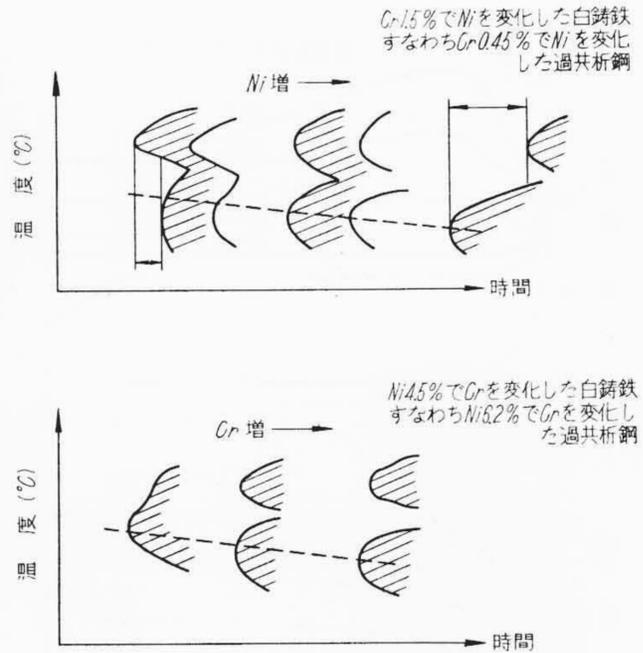
4.2.3 恒温変態終了後の組織および硬度

第 14, 15 図に一例として合金 NC 5 の恒温変態後の組織を示す。800°C×10 分焼鈍試料は初析針状セメントタイト (まだ完全には析出していない) と微粒パーライト, 900°C×5 時間焼鈍試料は粗粒状初析セメントタイトと微粒パーライト地より成る。第 16 図に合金 NC 5 の恒温変態後の硬度を示す。温度が低下するとほぼ直線的に硬度が上昇し, また 800°C×10 分焼鈍試料は 900°C×5 時間焼鈍試料より硬度が高く ($H_r(C)$ 2~7), かつ高温ほどその差が大である。これは過飽和セメントタイトの析出と関係がある。

4.3 恒温変態図についての考案

Ni, Cr などを含む合金白鑄鉄の恒温変態図の文献はないが, Ni または Cr 鋼のそれらは多く研究されているので, 白鑄鉄の初晶すなわち鋼部分を分離して考え, 既知の Ni または Cr 鋼の恒温変態図と比較し得れば便利である。本報に用いた NiCr 白鑄鉄 (C 3%) の初晶 (60 wt%)⁽⁴⁾ 中にふくまれる Ni, Cr%はいくばくであろうか。油砂型鑄造 7~10 mmφ の NiCr 白鑄鉄のセメントタイトを電解分離して計算した結果⁽⁴⁾によると, C 3%, Ni 2.5~4.5%, Cr 0~2%白鑄鉄の 900°C×3 時間焼鈍試料の初晶中への Ni および Cr の濃縮度 (初晶中の Ni, Cr%/全 Ni, Cr%) は 1.375 および 0.298 であるので, たとえば Ni 4.5%, Cr 1.5%合金では, その初晶中の Ni および Cr%はおのおの 6.2% および 0.45%となる。すなわち Ni 4.5, Cr 1.5, C 3%白鑄鉄の初晶はオーステナイトの飽和 C% を 2% とすると, C 2% Ni 6.2%, Cr 0.45%鋼に相当することになる。

かような鋼の恒温変態図の文献はないが, Ni または Cr を単独に含む過共析鋼のそれはある。Sheehan, Julien & Troiano 氏ら⁽⁵⁾は C 0.8~1.2%, Ni 5.3~10.37%鋼の恒温変態図を求め, C 一定で Ni をますとベイナイト変態みさきが低温かつ長時間側に移行し, かつパーライト変態みさきはさらに著しく遅滞せしめられ, また同一 Ni%で C が 1.2 より 0.8%に減少するとみさきが高温かつ



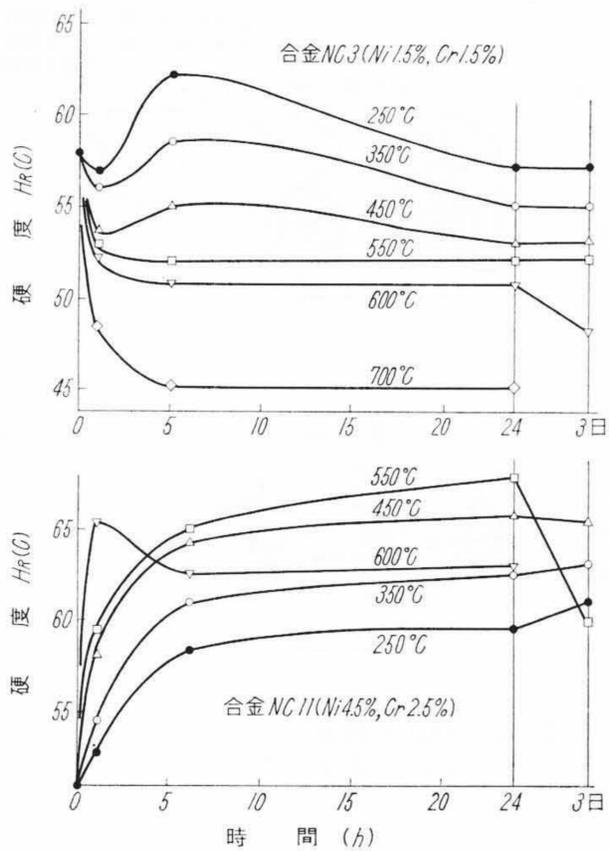
第 17 図 NiCr 白鑄鉄の恒温変態図に及ぼす Ni または Cr の影響 (模型図)

短時間側に移行し, 特に上のみさきが著しいとしている。

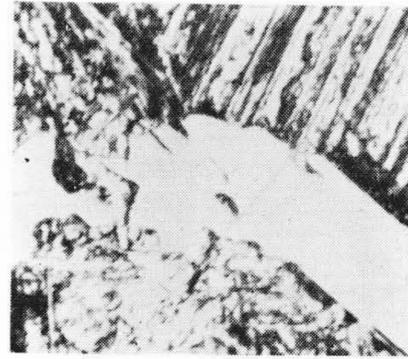
一方, C 約 1% の Cr 鋼の恒温変態図についての文献は多く^{(6)~(8)}, これらをまとめると, Cr が 1.79% 以上では Ar_1 変態およびベイナイト変態の両みさきがあり, かつ Cr が増加すると両みさきとも長時間側に移行し, かつ Ar_1 みさきの遅滞は少なく, 温度もほとんど変化しないが, ベイナイトみさきは著しく遅滞しかつ低温に移るとしている。

第 17 図に, 本実験の結果をまとめて示す。Cr 1.5% で Ni を変化した NiCr 白鑄鉄すなわち Cr 0.45% で Ni を変化した C 2% 鋼において, Ni が増すと上下みさきとも, 特に上のみさきが著しく長時間側に移行し, また下のみさきは低温に移る。したがって Cr を含まない Ni 過共析鋼の結果と同様な傾向を示す。また Ni 4.5% で Cr を変化した NiCr 白鑄鉄すなわち Ni 6.2% で Cr を変化した C 2% 鋼で, Cr がますと上下みさきに分れ, かつ下のみさきが特に長時間側に移り, また低温となる。したがって Ni を含まない Cr 過共析鋼と同様な傾向を示す。

次に恒温変態図と焼鈍条件の関係については, 実験事実として (a) Ni を変化した Cr 1.5% 白鑄鉄は 900°C 焼鈍により両みさきとも短時間側に, かつ下のみさきが高温に移る。Cr を変化した Ni 4.5% 白鑄鉄は 800°C 焼鈍により両みさきとも短時間側に, かつ特に上のみさきが著しく, また下のみさきは高温となる。(b) 800°C または 900°C に十分焼鈍すると初析セメントタイトが針状または粒状に多く析出する。(c) NiCr 白鑄鉄油砂型鑄造試料の初晶への濃縮度は Ni 1.28, Cr 0.522 で, これを



第18図 恒温焼鈍温度および時間と硬度の関係



第19図 合金 NC 11, 550°C×24 時間焼鈍後の組織 (×1,200)



第20図 合金 NC 11, 250°C×6 時間焼鈍後の組織 (×1,200)

800~900°C×2~5時間焼鈍後空気焼入した場合のそれは、Ni 1.375, Cr 0.298 である⁽⁴⁾。したがって焼鈍により初析オーステナイト中のNiは増し、Crは減少するが、その変化割合はNi+7%, Cr-43%で、Crの変化が著しい。

これらより考えて、両みさきが短時間側に移るのは初析セメンタイトの析出によりオーステナイト中のC%が減少したためであり、下のみさきが高温に移るのは初晶中のNi, Cr濃度の変化のうち特にCrの変化が著しいことによる。焼鈍によりNiがますので下のみさきが低温長時間側に移るはずであるが、C, Crの変化が大きいため現われない。

なお800°C×10分焼鈍試料では初析セメンタイトはごく少量のみ析出しているので、本試料の恒温変態図は鋳造冷却時のそれに近いと考えられる。

5. 熱処理による硬度および組織の変化

5.1 油砂型鋳造試料のA₁点以下の恒温焼鈍

第18図に、高Ni, Cr合金NC11 (Ni 4.5, Cr 2.5%) および低Ni, Cr合金NC3 (Ni 1.5, Cr 1.5%) の恒温焼鈍硬度と保持時間の関係を示す。合金NC11の鋳造組織はマルテンサイトが少なくほとんど残留オーステナイトよりなり、また初析セメンタイトの析出も少なく、HR(C) 52である。これを250~600°Cに焼鈍すると各温度とも焼戻硬化を生じ、高温ほど硬化硬度高く、550°C×24時間でHR(C) 67となる。550°C×3日、600°C×24

第4表 焼鈍硬度と組成

合金	Cr 1.5% Ni Cr 白鑄鉄				Ni 4.5% Ni Cr 白鑄鉄				
	NC3	NC4	NC5-B	NC10	NC7	NC8	NC9	NC10	NC11
温度	Ni 1.5%	Ni 2.5%	Ni 3.5%	Ni 4.5%	Cr 0.2%	Cr 0.6%	Cr 1.1%	Cr 1.7%	Cr 2.5%
as cast	58	62	61	55	62	58	57	55	52
250°C	62	63	62.5	62	62	62	62	62	61
350°C	58.5	57	62	61	60	59	60	61	62.5
450°C	55	55	58	60	59	57	58	57	59
550°C	55	53	55	58	62	55	56	57	60
600°C	52	52	53	55	63	55	62	63	67
3日	48	48	48	58	63.5	45	52	53	68
3日									63

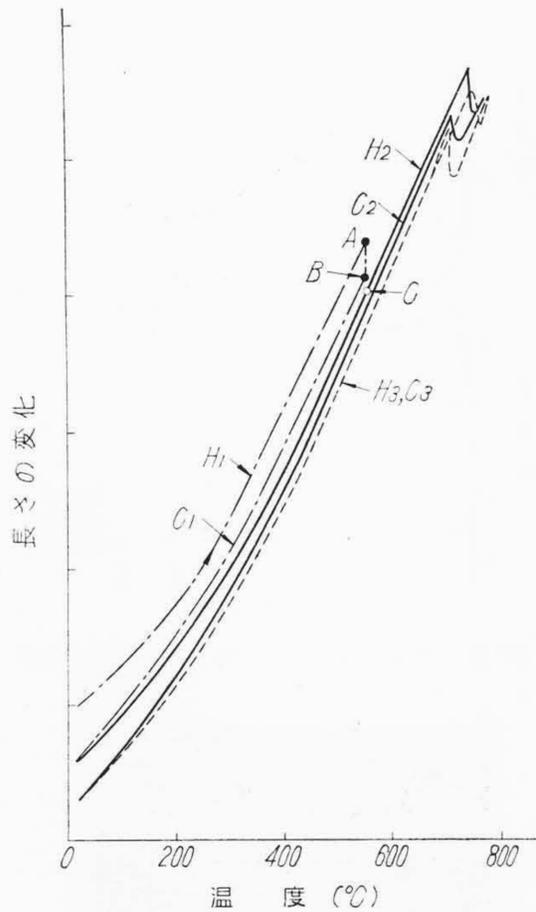
斜線は焼戻硬化範囲 (硬度はHR(C), 各欄左上は最高硬度, 右下は最低硬度)

時間ではふたたび軟化している。

第19, 20図に焼鈍後の組織を示す。550°C×24時間では針状セメンタイトと地は細いマルテンサイトよりなり、鋳造のままに比して針状セメンタイトが多い。250°C×6時間では一部ベイナイト、ほかはオーステナイトで、初析セメンタイトの析出はまだきわめて少ない。

第18図の合金NC3の硬度—時間曲線より、350°C以上では容易に軟化するが、450°C以下では5時間保持で一度硬度が上昇して、多少焼戻硬化の傾向を示す。

第4表にCr一定でNiを変化させた合金NC3, 4, 5-B, 10およびNi一定でCrを変化させた合金NC7~11の焼鈍硬度を示す。24時間の最高, 最低硬度を併記した。斜線範囲が焼戻硬化を生じる範囲で、Ni約4.5%,



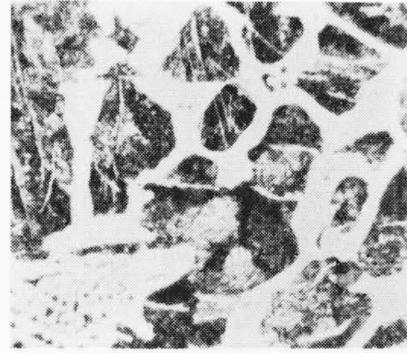
第21図 合金 P 1 の熱膨脹曲線

Cr 約 1.5%以上を必要とする。Cr の影響について見ると、高 Cr 合金は硬化、低 Cr 合金は軟化、中 Cr 合金は焼戻硬化と並行してソルバイトを生じ硬化量が減少する。

5.2 焼戻の際の熱膨脹変化

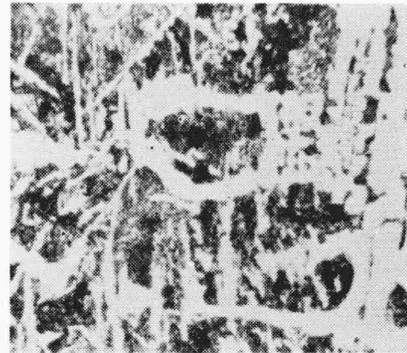
第21図に、Ni, Cr を含まない合金 P 1 の金型鑄造試料の熱膨脹曲線を示す。加熱冷却速度は 200°C/h である。室温より加熱して行き(H₁曲線) 550°Cで3時間保持するとA→Bと収縮する。室温まで冷却し(C₁)、ふたたび加熱し(H₂)、C点で1時間保持するもはや収縮しない。さらに加熱をつづけて A₁ 点をこえてふたたび冷却し(C₂)、さらに第3回目の加熱冷却を行う(H₃, C₃)と、A₁ 点以下の曲線を見ると C₃ と H₃ は一致するが、C₂ は H₂ より、C₁ は H₁ より下にある。すなわちパーライト白鑄鉄は一度 A₁ 点上に加熱すると試料長の収縮が見られなくなる。組織を検討すると第22~24図のように、鑄造のままでは微細パーライトと僅少の針状セメンタイト、550°C×3時間焼鈍後は針状セメンタイトが太くなり、A₁ 点上加熱後は粗粒状パーライト(地はフェライト)である。したがって熱膨脹曲線に見られた収縮は過飽和セメンタイトの析出のためである。

第25図に合金 NC 11 の焼戻の際熱膨脹変化を示す。250°C×6時間保持で、3時間より膨脹が始まり、冷却過程でAr'' 変態を生じない。冷却後の硬度は H_R(C) 58 であ



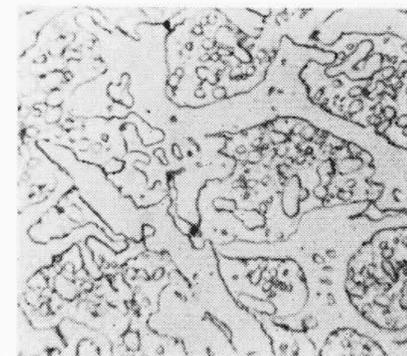
(×1,200)

第22図 合金 P 1, 鑄造のまま



(×1,200)

第23図 合金 P 1, 550°C×3時間焼鈍 (H₁, C₁) 後の組織



(×1,200)

第24図 合金 P 1, A₁ 点上加熱 (H₂, C₂) 後の組織

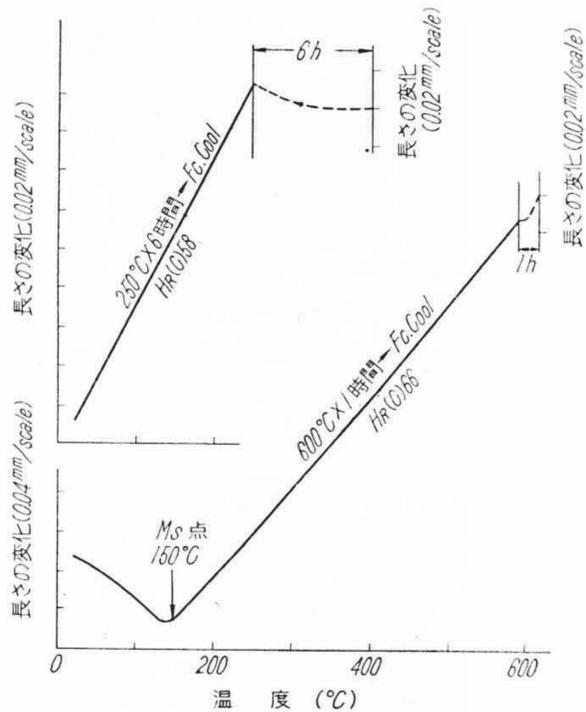
り、ベイナイト生成割合は約30%であるので、この硬化は過飽和セメンタイトの析出ひずみと推定される。600°C×1時間保持の間に過飽和セメンタイトの析出により収縮し、冷却過程ではAr'' 変態を生じ、冷却後の硬度は H_R(C) 66 であり、組織は第19図と同様である。

5.3 鑄造冷却速度の焼戻硬度に及ぼす影響

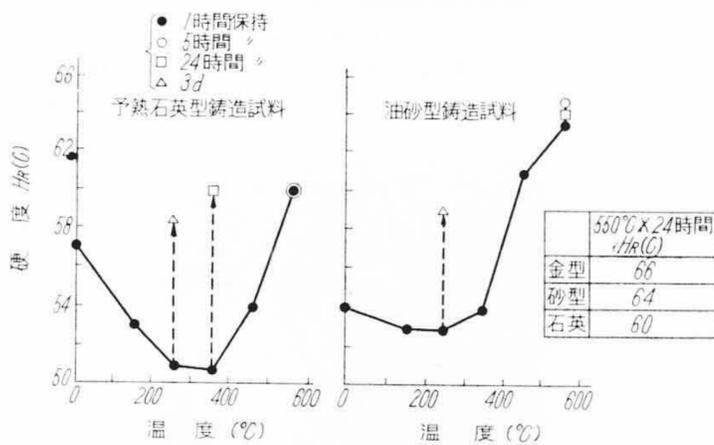
第26図に合金 NC 2 の油砂型および石英型鑄造試料の焼戻硬度を示す。後者も焼戻硬化を生じるが、鑄造時徐冷されているので硬化量が少ない。なお予熱石英型鑄造試料も Ni, Cr% がある程度多いと焼戻硬化が著しい。

5.4 油砂型鑄造試料の A₁ 点上焼鈍による変化

第27図に合金 NC 11 および合金 NC 4 (Ni 2.5, Cr 1.5%) を 720, 800, 900°C に焼鈍後空冷した場合の硬度と時間の関係を示す。合金 NC 11 についてまず検討す



第 25 図 合金 NC 11 焼戻の際の熱膨脹曲線

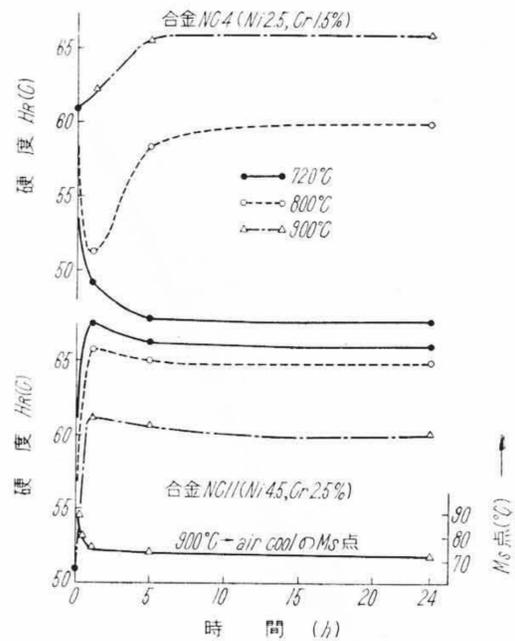


第 26 図 铸造冷却速度の異なる試料の焼戻硬度

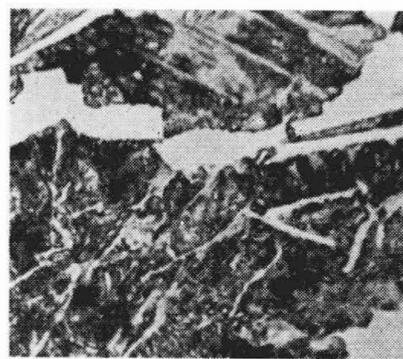
る。各温度とも 1 時間で最高硬度を示し、より長時間ではやや硬度が減少する。組織は 720°C×24 時間で針状初析セメンタイトとマルテンサイト、900°C×1 時間および 24 時間では粗粒状セメンタイトとマルテンサイトであり、24 時間のほうが粗大化している。720°C×1 時間では初析セメンタイトの析出量が少ない。900°C より空冷した場合の Ms 点を△-△で示す。1 時間以上ではほぼ一定温となっているが、わずかに低下し、かつ HR(C) もわずかに低下している。これはオーステナイトの安定化とセメンタイト粒の粗大化による。一方 720°C×1 時間の高硬度は析出硬化が主体をなしている。

次に合金 NC 4 の硬度-時間曲線について見ると、720°C における軟化は本合金の A₁ 温度範囲が 690~755°C であるためであり、900°C 焼鈍により HR(C) 66 となり、合金 NC 11 に比して高いがこれは Ni, Cr が少ないためである。

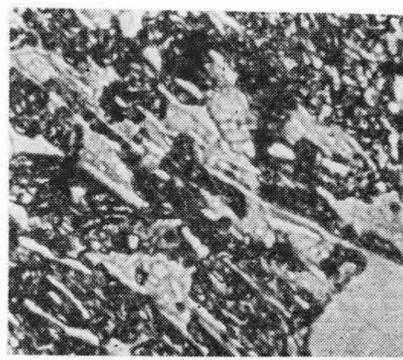
800°C 焼鈍により硬度曲線は特異な形を示す。1 時間で



第 27 図 焼鈍温度および時間と硬度の関係



第 28 図 合金 NC 4, 800°C×1 時間焼鈍後の組織



第 29 図 合金 NC 4, 800°C×5 時間焼鈍後の組織

HR(C) 51 に急激に低下し、5, 24 時間でふたたび上昇する。第 28, 29 図に本合金の 800°C×1 時間および 5 時間焼鈍後空気焼入した場合の組織を示す。1 時間では微粒セメンタイトと微粒パーライト組織、5 時間では初析セメンタイトが粗大化しており、また基地の一部は微粒パーライト、一部はマルテンサイトである。初析セメンタイト析出初期では冷却時に Ar' 変態を生じやすいが、ある程度析出し粗大化すると Ar' 変態を生じにくくなる。

第 5 表に、合金の組成と各温度に 24 時間焼鈍後空冷し

第5表 焼鈍硬度におよぼす組成の影響

合金	温度(°C)	%		
		720	800	900
NC3	Ni1.5	45	47	64
4	Ni2.4	46.5	60	66
5-B	Ni3.4	55	66	64.5
10	Ni4.5	65	64	60
7	Cr.02	64	40	30
8	Cr.65	65	57	35
9	Cr.11	65	64	61
10	Cr.17	65	64	60
11	Cr.25	66	65	60

各温度に24時間保持
 斜線部はAr'を生じて軟化
 打点部は黒鉛化により軟化する範囲

た場合の硬度を示す。斜線部は空冷時トラスタイトを生じて軟化した範囲、打点部は第一段黒鉛化により軟化した範囲を示す。900°Cについて見るとNiまたはCrがますとMs点が低下して硬度が低下している。

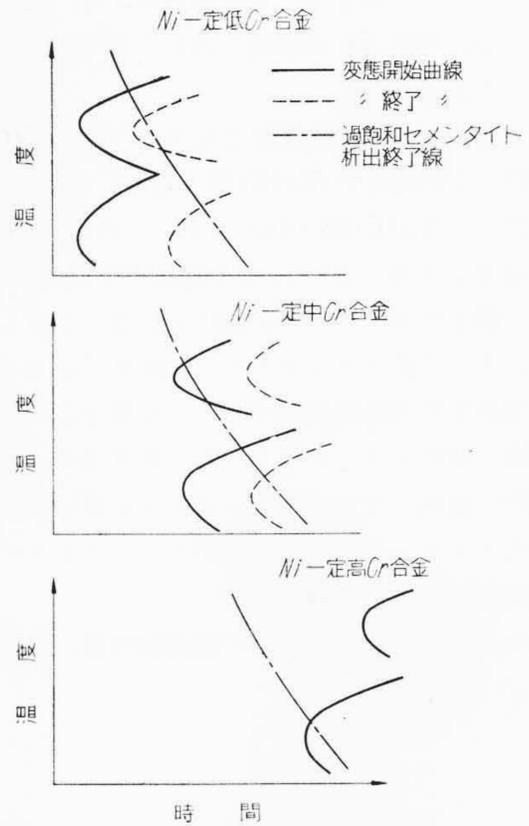
5.5 鑄造冷却速度のA₁点上焼鈍硬度に及ぼす影響

同一合金NC1について金型、油砂型、および石英型鑄造試料をA₁点上に焼鈍後空冷した場合の硬度を比較すると、800°C、900°Cで長時間保持すると大差なく、金型鑄造試料が石英型鑄造試料より約HR(C)1~2高い。また予熱石英型試料でもNi、Crの多いものは900°C×24時間で初析セメントタイトの析出量が僅少である。

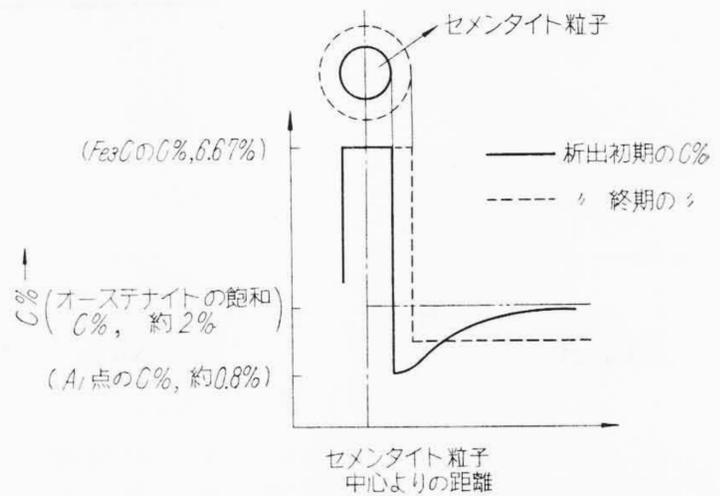
5.6 熱処理についての考察

A₁点以下の焼鈍において、Ni 4.5%でCrを変化した場合、低Cr合金は軟化、高Cr合金は焼戻硬化、中Cr合金は焼戻硬化と軟化が並行して生じる。こうして焼戻硬化は過飽和セメントタイトの析出と関係があるので、上述の事がらを模型図で示すと、第30図のようになる。図中焼戻恒温変態曲線は4章より推定し、また実験より初析セメントタイトの析出速度はNi、Crがますとおそくなる事が認められたので、これより図中過飽和セメントタイト析出完了線を推定して記入した。セメントタイト析出完了線はCrがますと長時間側に移るが、変態がより遅滞するため、高Cr合金では焼戻硬化が生じる。

次にA₁点上の恒温焼鈍において、Ni、Crが少なくAr'変態を生じやすい合金は、短時間焼鈍では微粒パーライトを生じて軟化し、より長時間焼鈍でふたたび硬化することについては、(1)初析セメントタイトの析出初期においては、第31図の実線で示すようなオーステナイトの炭素濃度分布を生じ、初析セメントタイト粒子の近



第30図 変態速度と過飽和セメントタイト析出速度におよぼすCrの影響



第31図 析出セメントタイト粒子周辺のオーステナイトの炭素濃度分布

傍では炭素原子が著しく少なくなり、その部分は冷却時にAr'変態を生じやすいが、析出後期ではオーステナイト基地の炭素濃度は均一化され(破線で示す)、冷却過程ではAr'変態を生じにくくなる。(2)析出初期の微粒(核といっても良い)セメントタイトがAr'変態の造核作用を促進する。

6. 結 言

NiCr白鑄鉄の熱処理に当っては、過飽和セメントタイトの析出が著しい影響を与え、(1)析出の初期においては析出硬化を生じ、またAr'変態が促進され、(2)析出後はAr₁およびベイナイト変態がすみやかとなり、ま

た Ms 点が上昇する。また熱処理中に、初晶中の Ni, Cr 濃度が、特に Cr の濃度が著しく変化することも考慮すべきである。

高硬度をうる熱処理法として、(1) 250~350°C×24 時間~3 日焼鈍で $H_R(C)$ 60~62.5 とする。(2) 約 550°C 焼鈍で、 $H_R(C)$ 63~67 とする。この場合 Ni, Cr の適量を必要とする。(3) A_1 点上焼鈍後空気焼入して $H_R(C)$ 60~65 とする。の三つがあげられる。こうして (3) において、共晶セメントタイトに丸味を帯びさせるためには約 900°C で長時間焼鈍することが望ましいが、黒鉛化の危険と初析セメントタイトの粗大化する欠点がある。一方 700°C 焼鈍では初析セメントタイトが針状に析出して靱性が低下する。したがって鋼のセメントタイトの球状化処理と同様な処理も考慮される。

なお熱処理によるほかの機械的性質、靱性の変化については別報する。

終りにのぞみ、懇切なるご指導を賜った村上武次郎先生に厚くお礼申しあげるとともに、ご援助ご指導下さった日立製作所中央研究所馬場、菊田名誉所長、星合所長、浜田副所長、湯本前主任研究員、南波主任研究員、その他関係諸氏に深謝する次第である。

参考文献

- (1) 福元：日本金属学会誌 22, 199 (1958)
- (2) 福元：日本金属学会誌 22, 292, 297 (1958)
- (3) 佐藤, 金子, 西沢：日本金属学会誌 19, 445 (1955)
- (4) 福元, 柴田：日本金属学会誌 22, 536 (1958)
- (5) J. P. Sheehan, C. A. Julien & A. R. Troiano: Trans. A. S. M. 41, 1166 (1949)
- (6) P. Payson & J. Klein: Trans. A. S. M Preprint No. 29 (1942)
- (7) 今井：日本金属学会誌 8, 166 (1944)
- (8) T. Lyman & A. R. Troiano: Trans. A. I. M. M. E. 162, 196 (1944)

日 立
Vol.21 No.12
目 次

- ◎“人工の眼”, 工業用テレビジョンの発達
- ◎電子頭脳で座席予約
- ◎新しい機械部品“ヒタログ”, とは
- ◎日立だより
- ◎乾燥の話
- ◎新しい照明施設
- ◎生れ変わった汚物取扱所
- ◎年末の贈りもの
- ◎超大形車によるマンモス変圧器の輸送
- ◎製油所のタービン駆動渦巻ポンプ

発行所 日立評論社
東京都千代田区丸の内1丁目4番地
振替口座 東京71824番
取次店 株式会社オーム社書店
東京都千代田区神田錦町3の1
振替口座 東京20018番

日立造船技報
Vol.20 No.3
目 次

- ◎木船構造における固着釘と木材との関係
- ◎曳船の曳綱緩衝装置について
- ◎水油タンクの測深表の横傾斜に関する修正について
- ◎電気炉における酸素製鋼の応用に対する研究
- ◎ストロングバックに関する研究
- ◎高張力鋼ユニオンメルト溶接における溶着金属の切欠きじん性について
- ◎ポリエステル系樹脂塗料について
- ◎かじ性能に及ぼすプロペラ後流の影響について

本誌につきましての御照会は下記発行所へ
お願いいたします

日立造船株式会社技術研究所
大阪市此花区桜島北之町