

# Cr-Ni オーステナイト 鋳鋼のクリープ 破断強度に及ぼす組成の影響

Effects of Composition on the Creep Rupture Properties of  
Cr-Ni Austenitic Cast Steels

佐々木 良一\* 幡 谷 文 男\*  
Ryōichi Sasaki Humio Hataya

## 要 旨

0.05~0.2C-14~27Cr-6~23Ni 鋳鋼について組成とオーステナイト、フェライトの組織との関係を表わす組織図を作った。また 650°C クリープ破断試験を行ない、強度に及ぼす組成の影響を調べ、組成と強度との関係を表わす計算式を作った。これらの試料の中では 1.5~5% のフェライトを含むものが最大の強度を示した。 $\delta$  フェライトは 650°C 加熱により Cr 濃度を増し、キューリ点が室温以下になる。加熱時間が長くなると、この高 Cr の  $\delta$  フェライトから  $\sigma$  を生ずることを確認した。

## 1. 緒 言

Cr-Ni オーステナイト鋼は高温強度、耐酸化性および耐食性がすぐれているため、火力発電プラントや化学プラントなどの高温高压の部分に多く用いられている。オーステナイト鋼の鍛造材については、クリープ破断強度に及ぼす組成や熱処理の影響など多くの研究が行なわれており<sup>(1-3)</sup>、ボイラ過熱管などにおける使用実績も豊富である。蒸気温度が 600°C をこえる超臨界圧発電プラントでは、タービンケーシングをオーステナイト鋳鋼で造る必要があり、また近時急速な発展を遂げつつある石油化学関係のプラントでは、オーステナイト鋳鋼が多量に使われている。このようにオーステナイト鋳鋼の使用量がふえつつあるが、鋳鋼についての研究は鍛鋼に比べて少ない<sup>(4)-(6)</sup>。

本報告は単純な Cr-Ni 鋼について C, Cr および Ni を広範囲に変えて、組織およびクリープ破断強度に及ぼす組成の影響を調べた。また 650°C でクリープ破断試験中における  $\delta$  フェライト相の  $\sigma$  相への変化過程について調べたものである。

## 2. 試料および実験方法

試料の組成は C を 0.05%, 0.1% および 0.2% の 3 水準に変え、それぞれの C 量について Ni を 6~23%, Cr を 14~27% の範囲で 2~3% おきに変えたものである。Si は 0.8%, Mn は 1% 目標で一定にした。このようにして全オーステナイト組織ないし約 15% までのフェライトを含む組織の試料を得るようにした。

溶解には 22 kW 高周波炉を用い、アルゴンガス中で溶解および鋳造を行なった。鋳型には金型を用い、鋳塊の寸法は頂部が 47~52 mm  $\phi$ 、底部が 41 mm  $\phi$ 、高さが 134~155 mm でその重量は 2.2 kg である。鋳造時 1,550°C から 1,000°C までの平均冷却速度は 780 °C/min である。鋳塊を縦に 2 分し、片方は鋳造のまま、残りは 1,100°C  $\times$  5 時間  $\rightarrow$  水冷の熱処理を行なってから、図 1 に示すように平行部 6 mm  $\phi$   $\times$  30 mm  $l$  のクリープ破断試片、10 mm  $\phi$   $\times$  50 mm  $l$  の透磁率測定試片、顕微鏡試片、フェライト量測定試片およびかたき試片を採取した。

クリープ破断試験は 650°C で 100~2,000 時間破断を目標に行なわれた。フェライト量の測定にはフェライトインジケータを用いた。これは永久磁石を利用してフェライト量既知の標準試片と測定試片との吸引力を比較し、フェライト+マルテンサイト量を測定する方法である。この方法では 1.5% 以下の微量のフェライトは測定できないので透磁率を測定し、最大透磁率が 1.010 未満のものを全オ

\* 日立製作所日立研究所

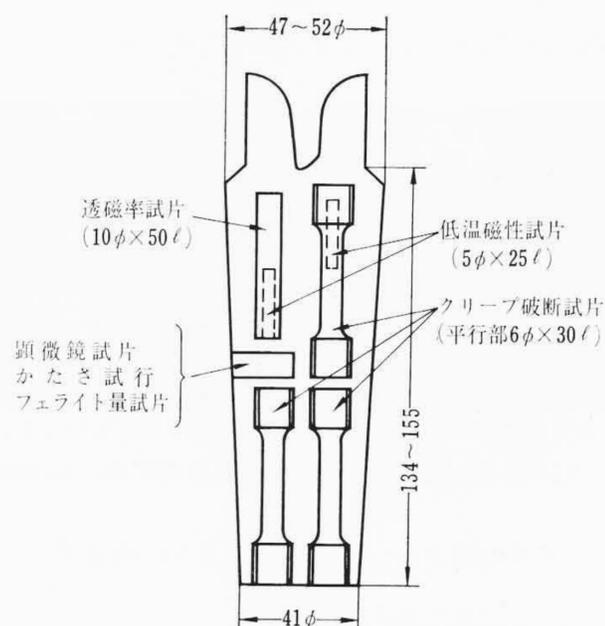


図 1 試片寸法 (mm) および採取要領

ーステナイト組織であるとした。また一部の試片は 650°C 加熱後およびクリープ破断試験後の  $\delta$  フェライトの磁性の変化をみるため、低温における磁性を測定した。これには 5 mm  $\phi$   $\times$  25 mm  $l$  の試片をいったん液体窒素中に浸漬してから、窒素を徐々に気化させて温度を上げていき、-196°C から室温に達するまでの磁化の強さを弾動検流法で測定した。この場合外部磁化力は 804 Oe である。

## 3. 実験結果

### 3.1 組成と組織

鋳塊を 2 分してマクロ組織を調べた。図 2 に 0.05C-20Cr-11~18Ni 系の鋳造のままの試片の組織を示す。フェライトを含む試片は柱状品の成長が阻止されて小さい。20Cr-14Ni と 22Cr-18Ni は最大透磁率が 1.008 および 1.006 でともにフェライトは含まれていないが、Ni 量の多い後者のほうが柱状品が大きい。これは Ni が柱状品の成長を促進する性質があるためと思われる。このようなフェライト量および Ni 量とマクロ組織との関係は 0.1 C 系および 0.2 C 系でも同様である。

図 3 は 0.1C-Cr-Ni 系の鋳造のままおよび 1,100°C  $\times$  5 時間  $\rightarrow$  水冷後の組成とフェライト量との関係を示す組織図および 0.05C-Cr-Ni 系、0.2C-Cr-Ni 系の鋳造のままの組織図である。C は強力なオーステナイト化元素であり、C 量の増すにつれオーステナイト領域が広がっている。Cr および Ni 量の低い領域にはマルテンサイトが認められる。これらを溶体化処理すれば成分元素の拡散均一化が起

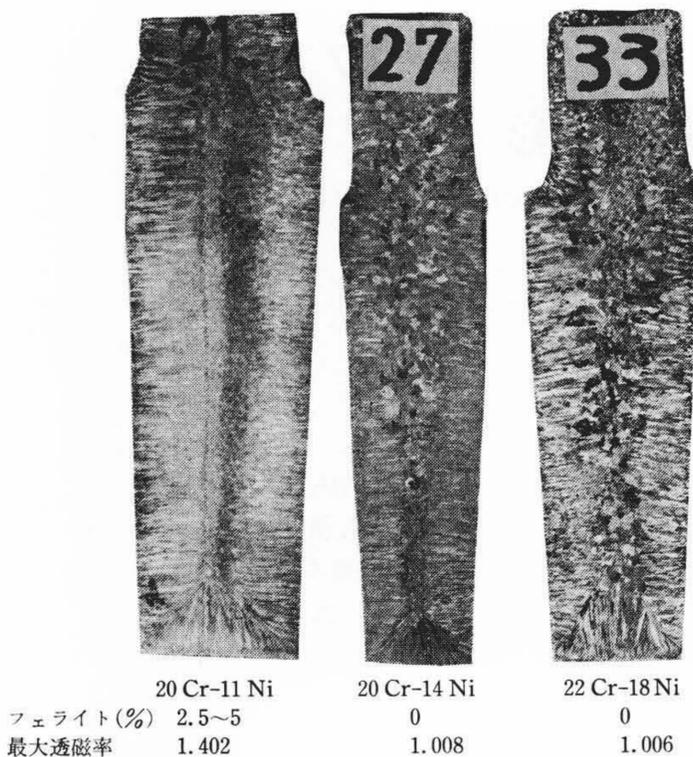


図2 0.05C-Cr-Ni系鋳造のままの断面マクロ組織

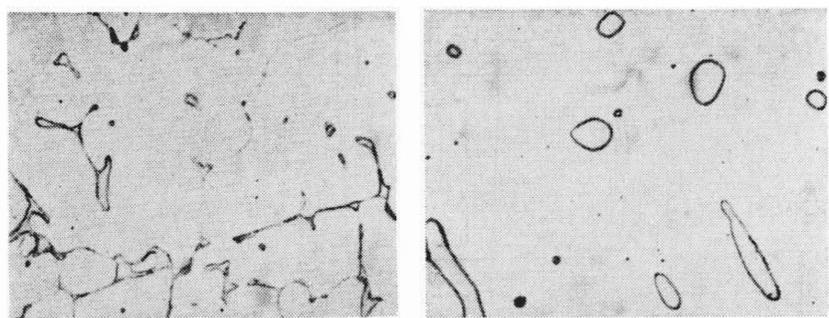


図4 0.10C-20.6Cr-10.3Ni鋼の顕微鏡組織 (×400×%)  
 鋳造のまま 7.5~10% フェライト 1,100°C 溶体化処理 1.5~2.5% フェライト

こり、フェライトは減少し、図4に示すように残留フェライトは球状化する。

3.2 クリープ破断試験結果

図3の組織図に示す全試片についてクリープ破断試験を行なったが、0.1C-20Cr-10~15Ni系および0.2C-23Cr-8~16Ni系の鋳造のままおよび1,100°C溶体化処理した試片の結果を図5に示す。0.1C系の鋳造のままの1,000時間強度は6.0~8.7kg/mm<sup>2</sup>であり、これに対し溶体化処理材の値は6.0~7.2kg/mm<sup>2</sup>とやや低くなっている。これらの中では0.11C-19.7Cr-11.4Ni鋼が最大の強度を示し、Niの一番多い0.10C-19.1Cr-15.4Ni鋼が最も低い値を示している。0.2C系の1,000時間強度は鋳造のままの試片が7.6~12.0kg/mm<sup>2</sup>、溶体化処理したものは7.1~10.3kg/mm<sup>2</sup>で前者のほうが高い値を示している。0.17C-23.6Cr-12.9Ni鋼が最大の強度を示し、0.1C系の場合と同様Niの一番多い0.18C-22.8Cr-16.1Ni鋼が最も低い強度を示している。

図6は0.05C系、0.1C系および0.2C系の鋳造のままの試片において、それぞれCr量を一定にした場合のNi量、フェライト量と650°C、1,000時間クリープ破断強度との関係を示したものである。ただしNiおよびCr量が低く、マルテンサイトの存在している試片は省略してある。0.05~0.2C系はいずれもあるNi量で最大の強度を示している。たとえば23Crの場合、0.05C系では14.9Ni、0.1C系では13.5Ni、0.2C系では12.9Niが最大の強度を示し、これらのフェライト量はそれぞれ1.5~2.5%、1.5~2.5%および1.5%以下(最大透磁率1.024)である。そのほかのCr量のものについて最大の強度を示すフェライト量を求めると、0.05C系では1.5~5%、0.1C系では26Cr系のみフェライト量による強度差が小さいが、そのほかは1.5%以下~2.5%、0.2C系では1.5%以下(最大透磁率1.024~1.144)である。すなわち、いずれも少量のフェライトを含む組織の

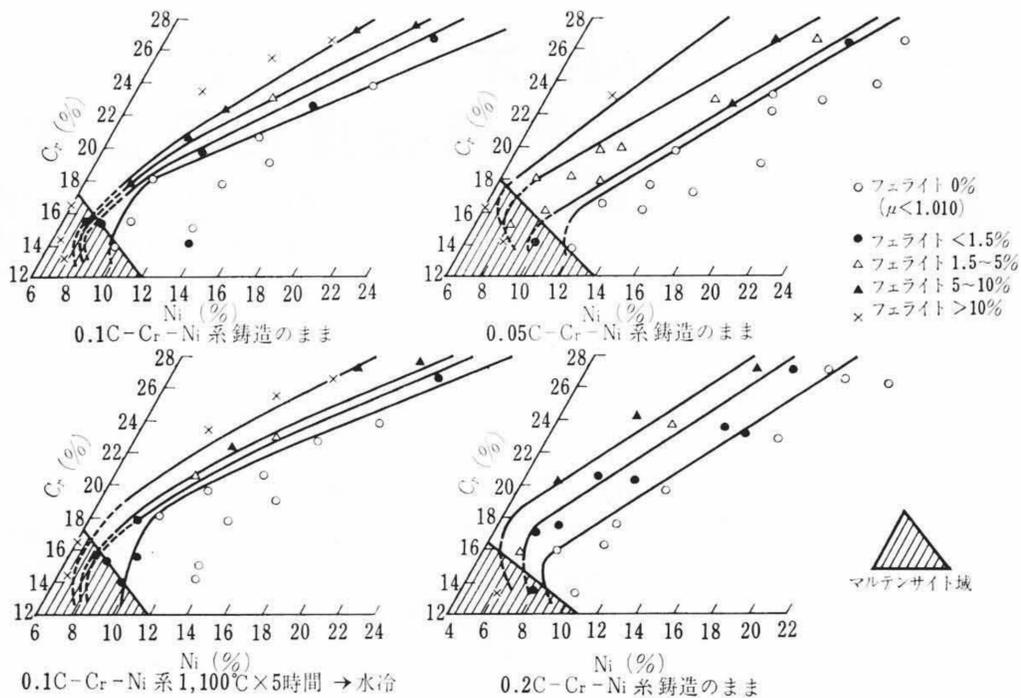


図3 組成とフェライト量との関係を示す組織図

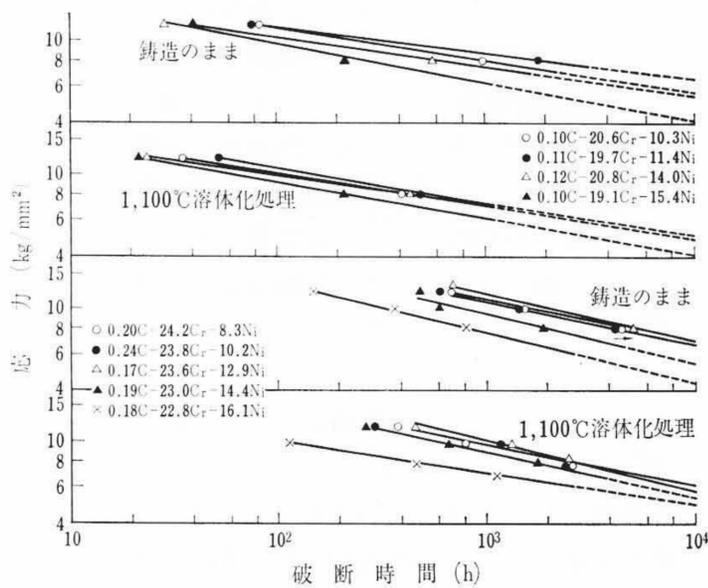


図5 650°Cクリープ破断試片試験結果

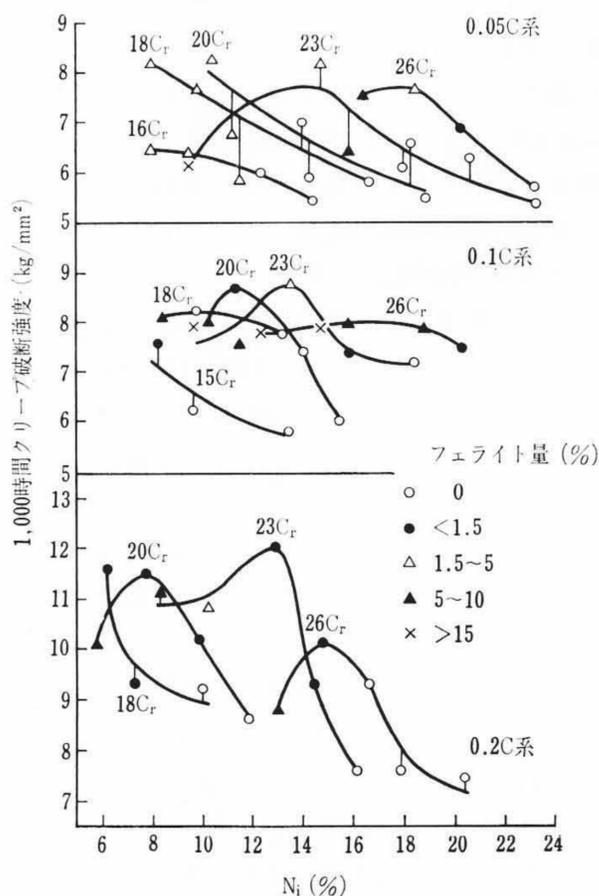


図6 鋳造のままの試片の650°Cクリープ破断強度に及ぼすNi量およびフェライト量の影響

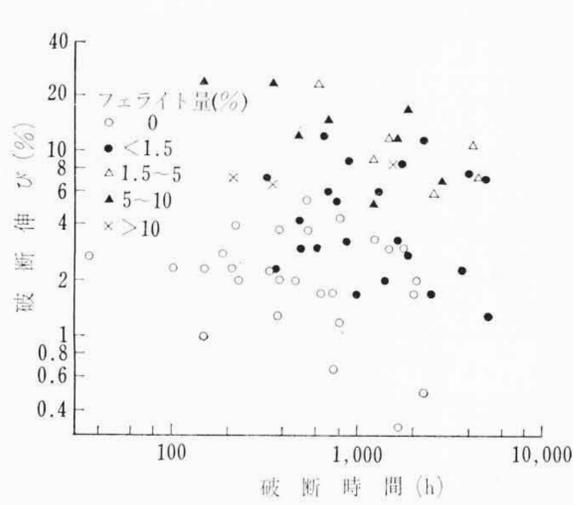


図7 0.2C-Cr-Ni系鋳造のままの試片のクリープ破断伸び

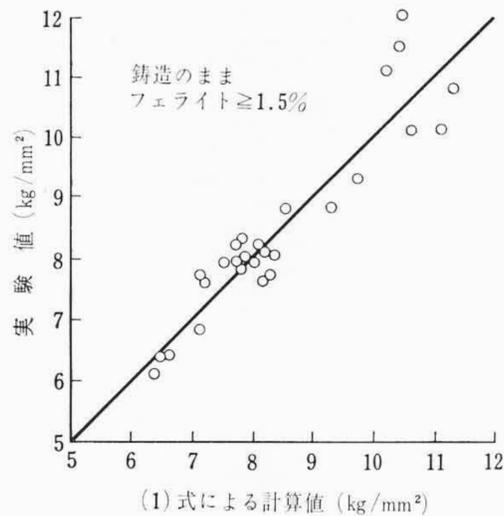


図8 650°C 1,000時間強度の計算(1)

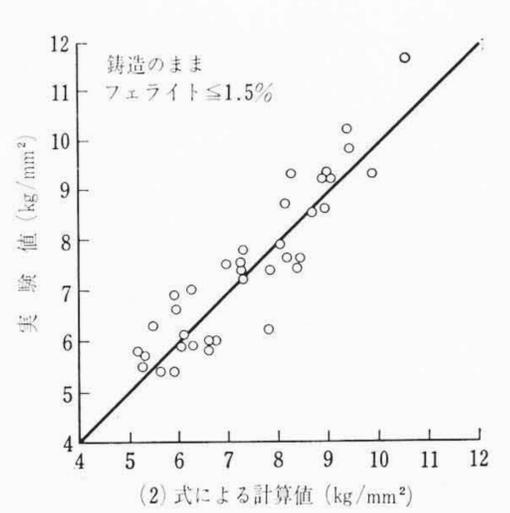


図9 650°C 1,000時間クリープ破断強度の計算(2)

ものが最大の強度を示し、それよりフェライト量の増すにつれ、また逆にNi量をふやしてフェライトをなくし、さらにオーステナイトが安定になるにつれ、強度は次第に減少する。最大の強度を示すフェライト量はC量の増加につれ減少する。また強度は高Cのほうが大きい。

図7は0.2C-Cr-Ni系の鋳造のままの試片について破断後の伸びを示したものである。フェライト量が1.5%以下のものは大部分が1~10%であり、その中でも全オーステナイト組織のものの方が伸びが小さい。フェライト量が1.5%をこえるものは6~24%の値を示した。0.05C系および0.1C系でも同じようにフェライト量が1.5%より多いものの方が大きい破断伸びを示し、C量が変わっても破断伸びは同じ値を示した。また溶体化処理を行っても破断伸びはあまり変わらない。

### 3.3 組成と強度との関係を表わす計算式

鋼のクリープ破断強度は組成によって変わるが、いま、ある組成範囲において各元素と強度とは直線関係にあるものと仮定し、強度は各元素の一次多項式で表わされるものとして実験式を作った。この場合元素量のほかにCr当量( $Cr\ eq = Cr + 1.5Si$ )とNi当量( $Ni\ eq = Ni + 30C + 0.5Mn$ )との比も考慮に入れた。図6に示したようにフェライトの有無によって強度の傾向が異なるので、フェライト量が1.5%以上および1.5%以下とに分けて式を作った。Cr, Niが低くマルテンサイトを生ずる組成のものを除き、式の作成にはHITAC 5020形電子計算機を用いた。650°C, 1,000時間強度 $\sigma_R$ はフェライトの有る場合、無い場合、鋳造のまま、溶体化処理それぞれに対して(1)~(4)式で表わされる。

$$\sigma_R = 18.59C - 1.73Si - 0.53Mn + 0.01Cr - 0.10Ni - 2.71$$

$$(Cr\ eq/Ni\ eq) + 13.52 \quad (\text{鋳造のまま, フェライト} \geq 1.5\%) \dots\dots\dots (1)$$

$$\sigma_R = 29.16C + 2.59Si + 1.03Mn - 0.29Cr + 0.25Ni + 7.11$$

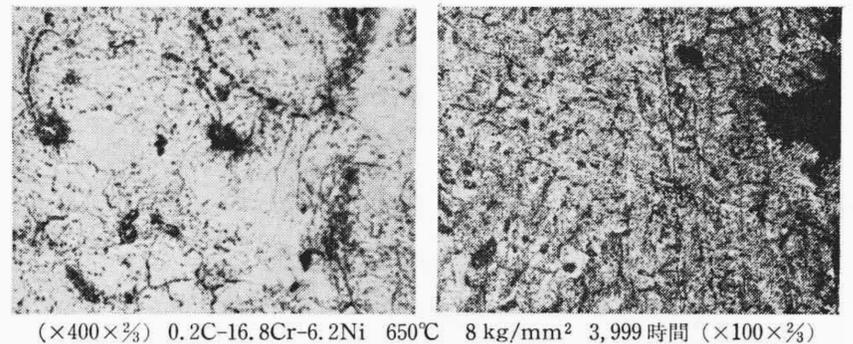
$$(Cr\ eq/Ni\ eq) - 4.87 \quad (\text{鋳造のまま, フェライト} \leq 1.5\%) \dots\dots\dots (2)$$

$$\sigma_R = 10.02C - 2.29Si + 0.88Mn + 0.41Cr - 0.41Ni - 3.96(Cr\ eq/Ni\ eq) + 9.17 \quad (\text{溶体化処理, フェライト} \geq 1.5\%) \dots\dots\dots (3)$$

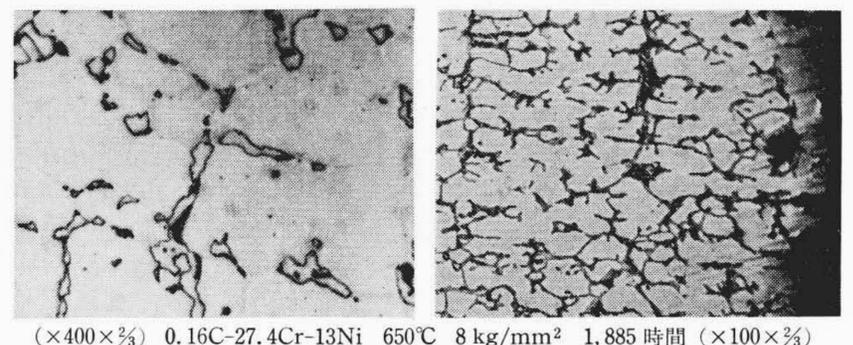
$$\sigma_R = 31.07C + 2.11Si + 1.06Mn - 0.41Cr + 0.42Ni + 8.28$$

$$(Cr\ eq/Ni\ eq) - 6.90 \quad (\text{溶体化処理, フェライト} \leq 1.5\%) \dots\dots\dots (4)$$

これらの式においてCおよび(Cr eq/Ni eq)の係数が大きく、Cはいずれも正であるが、(Cr eq/Ni eq)の係数はフェライト1.5%以上の(1), (3)式では負で、(Cr eq/Ni eq)の値が大きく、フェライト量がふえるにつれ強度は減少する。またフェライト1.5%以下の(2), (4)式では正で、(Cr eq/Ni eq)の値が大きく、オーステナイトが不安定になるにつれ強度は増加する。これらのことは図6に示



(×400×%) 0.2C-16.8Cr-6.2Ni 650°C 8 kg/mm² 3,999時間 (×100×%)



(×400×%) 0.16C-27.4Cr-13Ni 650°C 8 kg/mm² 1,885時間 (×100×%)

図10 0.2C-Cr-Ni系鋳造のままの試片のクリープ破断試験後の顕微鏡組織

したNiおよびフェライト量の影響と一致する。

図8および図9は鋳造のままのフェライト1.5%以上および1.5%以下のものについて(1)式および(2)式による計算値と実験値との関係を示したものである。二、三ばらつきの大いものもあるが、大部分の実験値は計算値の±10%内に入っている。これらの重相関係数は0.86および0.84であり、溶体化処理材の強度を表わす(3)式および(4)式ではそれぞれ0.88および0.83である。

### 3.4 クリープ破断試験中の組織変化

クリープ破断試験後のフェライト+マルテンサイト量をフェライトインジケータで測定した。鋳造のままの試片について述べれば、0.05C系は0.04C-14.2Cr-9.9Ni, 0.05C-15.4Cr-8.0Ni, 0.07C-17.9Cr-8.1Niの3種のフェライト+マルテンサイト量は試験前よりも増加しており、0.1C系は0.09C-14.0Cr-9.5Ni, 0.12C-15.4Cr-7.3Ni, 0.1C-15.3Cr-8.2Niの3種、また0.2C系は0.17C-13.8Cr-7.8Ni, 0.2C-13.4Cr-9.9Ni, 0.18C-15.9Cr-6.1Ni, 0.18C-15.9Cr-7.6Ni, 0.2C-16.8Cr-6.2Ni, 0.19C-17.5Cr-7.3Ni, 0.21C-20.1Cr-5.8Ni, 0.2C-20.7Cr-7.8Niの8種がフェライト+マルテンサイト量を増している。これらの顕微鏡組織を調べるとフェライトはふえておらず、マルテンサイトが認められる。図10の上段は0.2C-16.8Cr-6.2Niの650°C, 8 kg/mm², 3,999時間クリープ破断試験後の顕微鏡組織を示したものである。微細な炭化物が多数析出し、その周辺にマルテンサイトが認められる。このように試験後マルテンサイトの認められるものはいずれも10%以下の低Ni系のものである。これは高温で試験中にCrの炭化物が析出し、基質のCrおよびC濃度が減少し、その組成が

表1 650°C加熱によるフェライト量(フェライトインジケータによる)およびかたさの変化

加熱時間 (h)	0.06 C-23 Cr-9.6 Ni				0.05 C-26.6 Cr-16.5 Ni				0.16 C-27.4 Cr-13 Ni			
	鑄造材		溶体化材		鑄造材		溶体化材		鑄造材		溶体化材	
	フェライト (%)	かたさ (HRB)	フェライト (%)	かたさ (HRB)	フェライト (%)	かたさ (HRB)	フェライト (%)	かたさ (HRB)	フェライト (%)	かたさ (HRB)	フェライト (%)	かたさ (HRB)
0	>15	83.7	>15	80.4	7.5~15	77.3	7.5~10	76.6	7.5~10	82.9	>15	84.7
1	>15		>15		<1.5	81.1	<1.5	79.2	1.5~2.5		1.5~2.5	
10	>15	80.0	>15	79.5	<1.5	84.3	<1.5	81.1	<1.5	84.4	<1.5	92.6
100	10~15	85.0	5~10	88.8								

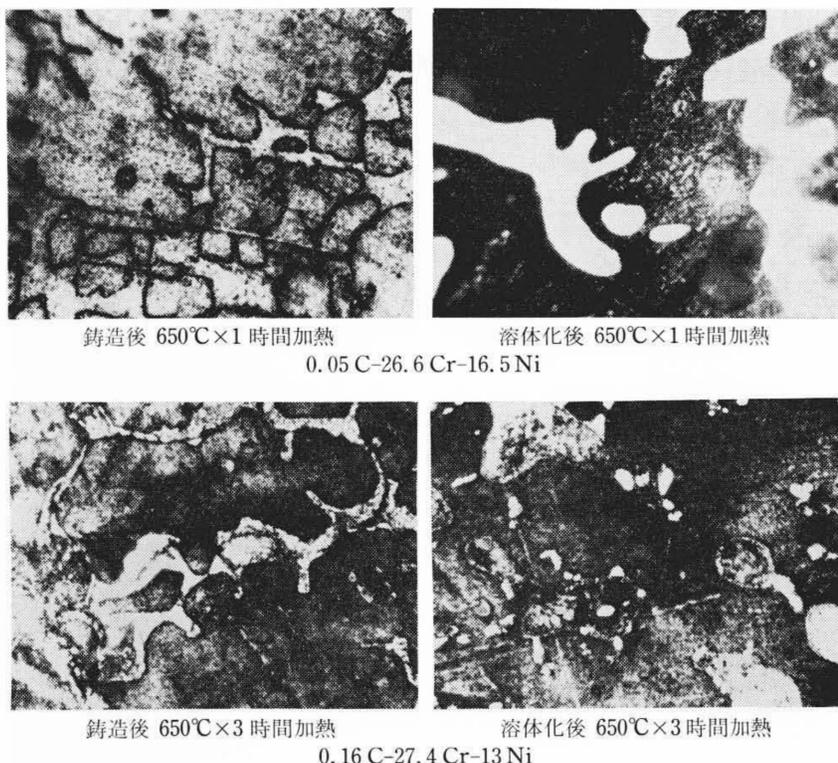


図11 650°C加熱後の顕微鏡組織，熱腐食 (×400×%)

表2 0.05 C-26.6 Cr-16.5 Ni の 650°C加熱による各相マイクロかたさ (Hv) の変化

加熱時間 (h)	鑄造材			溶体化材		
	$\gamma$	$\delta$	$\sigma$	$\gamma$	$\delta$	$\sigma$
0	130	198		128	166	
1	142	276		131	385	
10				118	372	681
クリープ破断*	125	360	602	121	393	724

\* 鑄造材は 1,569 時間，溶体化材は 555 時間で破断

3.5  $\delta$ フェライトから $\sigma$ への変化過程

顕微鏡ではフェライトが認められても磁石の吸引力を利用したフェライトインジケータでは検出できない試片が多数生じた。この問題をさらに究明するために実験を行なった。表1は0.06C-23Cr-9.6Ni, 0.05C-26.6Cr-16.5Ni および 0.16C-27.4Cr-13Ni を応力なしで650°Cに1~100時間加熱した場合のフェライトインジケータによるフェライト量およびかたさの測定結果である。0.05C-26.6Cr-16.5Ni および0.16C-27.4Cr-13Niは加熱前7.5~10%のフェライトを含んでいたが、前者は1時間の加熱で、後者は10時間の加熱とともに1.5%以下に減少し、かたさは時間とともに増大している。0.06C-23Cr-9.6Niは鑄造のままおよび溶体化処理した試片ともに15%以上のフェライトを含んでいたが、100時間の加熱で10~15%および5~10%に減少している。

フェライトインジケータによるフェライト量の減少した試片を王水+グリセリン溶液で腐食後500°C×20minの熱腐食を行なった。図11は0.05C-26.6Cr-16.5Ni および0.16C-27.4Cr-13Niを650°Cで1時間および3時間加熱後熱腐食を行なったものである。0.05C-26.6Cr-16.5Niの鑄造のままの試片を650°C×1時間加熱したものはフェライトの部分もオーステナイトの部分もほぼ一様に茶褐色に腐食されている。溶体化処理材を650°C×1時間加熱したものはフェライトの部分腐食されがたく黄色を呈している。0.16C-27.4Cr-13Niを650°C×3時間加熱したものは、茶褐色のオーステナイト部分と黄色のフェライト部分との境界に金色に輝いた小さな $\sigma$ 相が認められる。この $\sigma$ は鑄造のままの試片を加熱したよりも、溶体化処理後加熱したもののほうに多く認められる。

表2は0.05C-26.6Cr-16.5Niを加熱した場合、フェライト相およびオーステナイト相のかたさ変化をマイクロビッカース硬度計で測定した結果である。オーステナイト相は加熱によってほとんど変わらず、鑄造のままが125~142、溶体化処理材は118~131である。フェライト相は加熱により急激にかたさを増しており、鑄造のままは198から360へ、溶体化処理材は166から393へと増加している。同じ加熱時間で比較すれば溶体化処理材のほうがフェライト相のか

図3の組織図においてマルテンサイト生成域に移るためである。0.2C系は0.05C系および0.1C系に比べ、試験後マルテンサイトを生ずる組成範囲が20Crまで広いが、これは高Cほど炭化物の析出量が多く、基質のCr量の減少が著しいためである。また同一組成の試片では試験時間の長いものほどマルテンサイト量が多くなる傾向にあるが、これも同じ理由による。

0.05C系では0.07C-18.2Cr-9.9Ni, 0.06C-17.9Cr-11.5Ni, 0.07C-19.9Cr-10.5Ni, 0.06C-20.1Cr-11.4Ni, 0.06C-23.0Cr-9.6Ni, 0.07C-22.8Cr-14.9Ni, 0.05C-26.6Cr-16.5Ni および0.05C-26.5Cr-18.6Niのフェライト+マルテンサイト量はクリープ破断試験前に比べ減少している。0.1C系では0.09C-17.9Cr-8.3Ni, 0.1C-20.6Cr-10.3Ni, 0.1C-23.4Cr-9.7Ni, 0.1C-22.2Cr-11.5Ni, 0.1C-22.8Cr-13.5Ni, 0.1C-26.4Cr-14.8Ni, 0.1C-27.1Cr-15.8Ni, 0.09C-27.5Cr-18.9Niが、また0.2C系では0.2C-24.2Cr-8.3Ni, 0.24C-23.8Cr-10.2Ni, 0.16C-27.4Cr-13Niがフェライト+マルテンサイトを減少している。これらはいずれも数%のフェライトを含んでいたものがフェライトインジケータで測ると試験後1.5%以下に減少している。図10下段は0.16C-27.4Cr-13Niの鑄造のままの試片を650°C, 8kg/mm<sup>2</sup>, 1,885時間クリープ破断試験した顕微鏡組織を示したものである。黒く見える $\sigma$ はフェライトとオーステナイトとの境界に析出し、フェライト粒内へ成長しているが、白いフェライトはまだかなりの量存在している。これをフェライトインジケータで測るとフェライトは1.5%以下であり、顕微鏡組織の結果と一致しない。

ここに特記した以外の試片はクリープ破断試験の前後とも1.5%以下あるいは15%以上で変化がない。

表3 0.16C-27.4Cr-13NiのX線マイクロアナライズ結果

試片 No.	熱 処 理	$\delta$ 中の量/ $\gamma$ 中の量	
		Cr	Ni
1	1,100°C×5 時間→水冷	1.08	0.56
2	No. 1→650°C×3 時間→空冷	1.00	0.63
3	No. 1→650°C×10 時間→空冷	1.16	0.49
4	No. 1→650°C×1,693 時間破断	1.31	0.55

たさ増加が大きい。

650°Cの加熱によるオーステナイト相およびフェライト相の組成変化をX線マイクロアナライザで調べた。表3は0.16C-27.4Cr-13Niの溶体化処理した試片,これを650°Cで3~10時間加熱した試片および650°C,8kg/mm<sup>2</sup>,1,693時間クリープ破断した試片のフェライトとオーステナイトとに含まれているNi量の比およびCr量の比を示したものである。溶体化処理の状態ではNiの比は0.56でフェライトに含まれているNi量はオーステナイトに比べて少なく,この比は加熱によって変わらない。Crの比は最初1.08でフェライトとオーステナイトとにほぼ同量含まれているが,加熱の時間が進むとともに比の値は大きくなり,1,693時間クリープ破断試片では1.31となっている。すなわち加熱によりオーステナイト中のCrはフェライト中へ拡散する。

### 3.6 $\delta$ フェライトおよびマルテンサイトの確認

$\delta$ フェライトは加熱によりCr量を増し,かたさを増し,熱により腐食されがたくなり,室温で非磁性となるが,全部が $\sigma$ となったわけではなく,顕微鏡的にはフェライトが存在している。これはフェライトの組成の変化により,キュリー点が室温以下になったためではないかと考え,低温における磁性を測定した。図12は0.05C-26.6Cr-16.5Niおよび0.16C-27.4Cr-13Niの铸造のままのものを650°C×10時間加熱および650°Cで215~345時間クリープ破断した試片の低温における磁性を示したものである。この場合試片をいったん液体窒素中に入れ,-196°Cから徐々に温度を上げていき,外部磁化力804 Oeで,室温に至るまでの磁化の強さを測定した。-190°Cにおいて0.05C-26.6Cr-16.5Niは9.8および7.3 Gauss,0.16C-27.4Cr-13Niは10および4.7 Gaussで強磁性を示している。いずれも10時間加熱試片よりも215~345時間クリープ破断試片のほうが磁化の強さは小さく,キュリー点が低い。キュリー点は0.05C-26.6Cr-16.5Niの10時間加熱試片が-35°C,クリープ破断試片は-70°C,0.16C-27.4Cr-13Niではそれぞれ-75°Cおよび-100°Cである。

次に0.16C-27.4Cr-13Niの铸造のままのものを650°C,8kg/mm<sup>2</sup>,1,844時間クリープ破断した試片についてX線解析を行なった。これはクリープ破断試験前7.5~10%のフェライトを含んでいたが,試験後フェライトインジケータでは1.5%以下になっている。図10に示すように顕微鏡的にはまだかなりのフェライトが存在している。図13(1)はX線解析結果である。フェライトインジケータでは1.5%以下であるが,X線解析ではオーステナイトおよびフェライトの強い回折像および $\sigma$ の弱い回折像が認められ,これは顕微鏡組織の結果と一致する。

以上顕微鏡組織,かたさ,低温における磁性,X線マイクロアナライズおよびX線解析の結果, $\delta$ フェライトは加熱によりCr量を増し,その結果かたさを増し,熱により腐食されがたく,キュリー点が室温以下になるが,結晶構造は $\delta$ フェライトであることがわかった。すなわち $\delta$ フェライトから $\sigma$ への変態過程において,まず $\delta$ フェライトのCr量がふえ,キュリー点が室温以下になり,次いでこれが $\sigma$ へ変態するものと思われる。

図13(2)は0.2C-16.8Cr-6.2Niの铸造のままのものを650°C,8

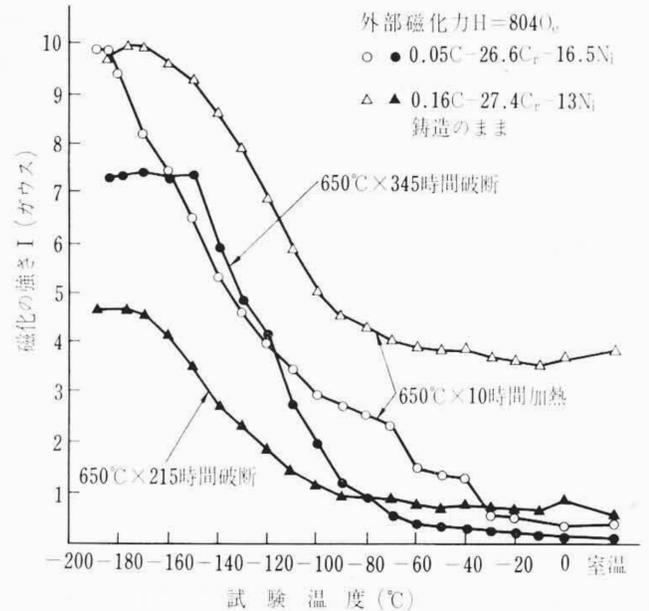


図12 650°C加熱試片の低温磁性

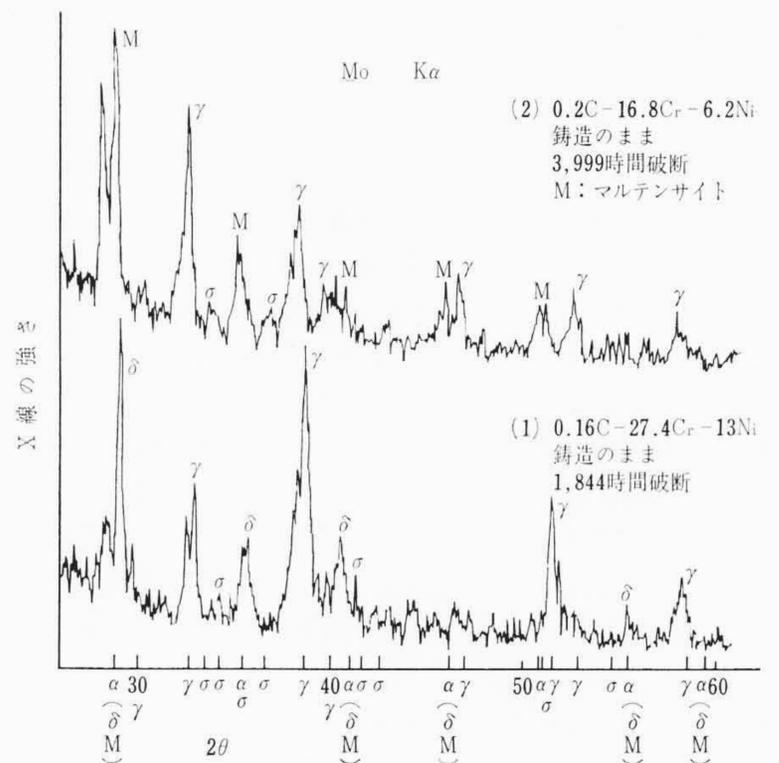


図13 650°Cクリープ破断試験後のX線回折線

kg/mm<sup>2</sup>,3,999時間クリープ破断した試片のX線解析結果を示したものである。これは試験前フェライトインジケータによるフェライト+マルテンサイト量が1.5%以下であったが,試験後7.5~15%にふえ,図10に示すように顕微鏡下ではマルテンサイト状の組織が認められた。オーステナイトおよびフェライト(マルテンサイト)の強い回折像および $\sigma$ の弱い像が認められる。フェライトインジケータによる測定,顕微鏡組織およびX線解析の結果から,クリープ破断試験後マルテンサイトを生じたことがわかった。

## 4. 検 討

一般にフェライトはオーステナイトに比べ高温強度が低いため,オーステナイト+フェライト二相鋼においては,フェライト量の増加につれてクリープ破断強度は低下する<sup>(7)(8)</sup>。しかるに本実験においてはフェライト1.5%付近のものが最大の強度を示した。フェライトが多くなるにつれ強度が低下するのは従来と同じであるが,Niがふえてオーステナイトが安定になると強度は低下することがわかった。これは従来見逃されていたことである。オーステナイト範囲においてNiのふえるにつれて強度の低下する原因として,柱状晶の大きさ(結晶粒界), $\sigma$ 相析出およびオーステナイト基質の強度が考えられる。Niのふえるにつれ柱状晶が発達し,結晶粒が大きくなる。一般にオーステナイト鋼の鍛造材では溶体化処理温度が高く,

表4 Ni量とかたさおよび650°Cクリープ破断強度

試片	フェライト量 (%)	最大透磁率 (ガウス/エルステット)	かたさ (HRB)	10 <sup>3</sup> 時間強度 (kg/mm <sup>2</sup> )
0.03C-23Cr-16Ni	5~7.5	1.546	58.5	6.4
0.05C-23Cr-18Ni	0	1.006	54.2	6.1
0.03C-23Cr-21Ni	0	1.005	58.6	6.3
0.07C-23Cr-24Ni	0	1.005	47.6	5.4
0.1C-15Cr-8Ni	<1.5	1.125	77.5	7.9
0.12C-15Cr-10Ni	0	1.007	73.5	6.2
0.11C-15Cr-13Ni	0	1.009	69.7	5.5
0.22C-27Cr-15Ni	<1.5	1.035	82.8	10.1
0.16C-27Cr-17Ni	0	1.009	75.8	9.3
0.18C-27Cr-18Ni	0	1.008	75.7	7.6
0.18C-26Cr-20Ni	0	1.003	75.6	7.4

結晶粒の大きいほうがクリープ破断強度が大きい。しかし本報告のように鋳鋼では柱状晶が大きくなると粒界に不純物が多く偏析し、強度の低下することが考えられる。図1に示したように柱状晶と直角方向に試片を採取したので、粒界の強度低下が大きく影響する。全オーステナイト組織のものが含フェライト鋼に比べクリープ破断伸びが小さいのも、柱状晶が大きいためと考えられる。

$\sigma$ はかたく、もろいので粗大粒として存在すればクリープ破断強度を低下させるが、微細に分布していればかえって強度を上げるものと思われる。図6において最大強度を示すフェライト量は0.05C系で1.5~5%, 0.1C系で1.5~2.5%, 0.2C系で1.5%以下とC量の増すにつれ、フェライト量が減少しているが、これは炭化物による強化のため $\sigma$ の影響が小さくなるためと思われる。

Ni量がふえるにつれフェライト量は減少し、かたさも減少する。表4は0.05C系, 0.1C系および0.2C系の鋳造のままの試片のNi量をふやした場合のかたさおよびクリープ破断強度の変化を示したものである。0.05C系および0.1C系は全オーステナイト組織でもNi量のふえるにつれかたさは次第に減少する。0.2C系は全オーステナイト組織ではかたさの変化がないが、これは高Cのため基質のかたさが大きく、Niの影響が小さいためと思われる。このように低C系ではNi量のふえるにつれ基質の強度が小さくなり、そのためクリープ破断強度も低下するものと思われる。著者らは17Cr-9~14Ni-1.5Mo系鍛造材についてクリープ破断試験を行なったが、この場合も650°CではNiの低いほうが高い強度を示した。しかし700°CではNiの影響は小さくなる。Ni量の減少するにつれオーステナイトが不安定となり、格子ひずみを生じて、そのためかたさ、強度が大きくなるものと思われる。熱間加工を行なって格子ひずみを与えたオーステナイト鋼は、溶体化処理を行なったものより著しく高いクリープ破断強度を示すことはよく知られているところである。以上の柱状晶、 $\sigma$ 相および基質の強度が原因となって、フェライト1.5%付近で最大の強度を示すものと思われる。

Niの低いオーステナイト鋼を長時間加熱するとマルテンサイトを生ずることはよく知られており、E. J. Dulis氏ら<sup>(9)</sup>は17Cr-9Ni鋼を565~595°Cで10年間使用後調べたら強磁性を示し、X線によりマルテンサイトを認めた。これを加熱すると500°Cでオーステナイトになり、冷却時には300°Cで再びマルテンサイトを生ずる。また岡本氏ら<sup>(10)</sup>は18Cr-7Ni-N鋼を800°Cで時効して窒化物を析出させた後、Ms点、磁性およびかたさを測り、また電子線解析を行なってマルテンサイトを認めた。本報でも磁性、顕微鏡およびX線によりマルテンサイトを認め、上述の二者らと同じ結果を得た。

X線マイクロアナライズの結果Crはオーステナイトおよび $\delta$ フェライトにほぼ同じ量含まれており、 $\delta$ フェライト中のNiはオーステナイト中の約1/2である。C. J. Bechtoldt氏<sup>(11)</sup>も同じ結果を出し

ており、中川氏ら<sup>(12)</sup>も似た結果を出している。これを加熱すると $\delta$ フェライトのCr量がふえ、その結果かたさを増し、キュリー点が室温以下になるが、結晶構造は $\delta$ フェライトである。今井氏ら<sup>(13)</sup>は74Cr鋼を525°Cで加熱するとCr濃度の高い相と低い相とに分かれ、低温における磁化の強さを測定すると、前者はキュリー点が低下し、後者は上昇することを認めている。Cr濃度のふえるにつれ、キュリー点は次第に低下する。熊田氏<sup>(14)</sup>は25Cr鋼にNiを添加すると溶体化処理後のキュリー点はNi量のふえるにつれ低下し、800°Cに加熱すると室温において磁性を失うが、Ni量の多いものほど短時間で非磁性となることを認めている。本実験において鋳造材よりも溶体化処理材を加熱したほうが熱により腐食されがたく、かたさが大であるが、これは溶体化処理により偏析が少なくなり、その後の加熱時のCrの拡散が容易になるためと考えられる。

### 5. 結 言

0.05~0.2C-14~27Cr-6~23Ni鋳鋼について組成とオーステナイト、フェライト、マルテンサイトの組織との関係を表わす組織図を作った。また650°Cクリープ破断試験を行ない、強度に及ぼす組成の影響および組織の変化などについて調べた。得られた結果を要約すると次のとおりである。

- (1) 1.5~5%のフェライトを含むものが最大の強度を示し、C量が高くなるにつれ最大強度を示すフェライト量は低くなる。これよりフェライト量がふえるにつれ、また逆にNi量がふえてオーステナイトが安定になるにつれ、強度は次第に減少する。
- (2) 高Cのものは低Cのものに比べ、また鋳造のままのものは1,100°C溶体化処理を行なったものに比べ強度が高い。
- (3) クリープ破断伸びは全オーステナイト組織のものよりも、フェライトを含む組織のものの方が大きい。
- (4) CrおよびNiの低いものは試験後マルテンサイトを生じその組成範囲は高Cのほうが広い。
- (5) 650°C加熱により $\delta$ フェライト中のCr量はふえ、かたさを増し、キュリー点は室温以下になるが、その結晶構造は $\delta$ フェライトのままである。加熱時間が長くなると、この高Crの $\delta$ フェライトから $\sigma$ 相を生ずる。これらの変化は鋳造のままのものよりも、溶体化処理を行なったものの方が短時間で起こる。

終わりに臨み、終始ご指導をいただいた日立製作所日立研究所根本部長、熱心に実験に従事された平賀良君ならびに電子計算機による強度計算式の作成に当たり協力された篠田哲守君に厚くお礼申し上げます。

### 参 考 文 献

- (1) 藤田, 九鬼: 鉄と鋼 51, 998 (昭40-4)
- (2) 河部, 中川, 向山: 鉄と鋼 52, 702 (昭41-4)
- (3) 耳野, 長尾: 鉄と鋼 52, 710 (昭41-4)
- (4) 川野, 永江, 長野: 鉄と鋼 51, 1014 (昭40-4)
- (5) 土屋, 松本, 井上: 鉄と鋼 52, 1202 (昭41-8)
- (6) 岩元, 深瀬, 大久保: 金材技研研報 9, 342 (昭41)
- (7) 西原, 平野ほか: 鉄と鋼 45, 1357 (昭34-12)
- (8) 乙黒, 中川: 鉄と鋼 48, 776 (昭37-5)
- (9) E. J. Dulisほか: Trans ASM 44, 621 (1952)
- (10) 岡本, 田中, 藤本: 耐熱金属材料研究委員会報告集 (昭37-7)
- (11) T. V. Simpkinson: Trans ASM 49, 721 (1957)
- (12) 中川, 乙黒, 河部: 鉄と鋼 48, 1504 (昭37-9)
- (13) 今井, 泉山, 増本: 日本金属学会誌 30, 284 (昭41-3)
- (14) 熊田: 日本金属学会誌 30, 719 (昭41-8)