

# 金材技研

## 1973

科学技術庁

# NO.5

# ニュース

金属材料技術研究所

## マルエージ型超強力鋼

強力材料の研究には、破壊に対する安全性の確保と、新材料の開発を目的とした2通りがある。昭和45年度より特別研究として鉄鋼材料研究部で実施している“超強力鋼に関する研究”は後者の新材料の開発を目指したものである。このような超強力鋼は宇宙、海洋開発、原子力の平和利用のような先導的技術分野に不可欠な材料であるばかりでなく、得られる知識の材料全般の強力化に及ぼす波及効果は著しいものがある。しかも、このような大型プロジェクトは国が中心となって遂行されるため、強力材料の研究は国立材料研究機関に課せられた重要な課題と考えられる。

強力材料では、内在する応力集中部などから低応力下で亀裂が進行する不安定破壊（脆性破壊）が生じやすいことが最大の問題点である。そこで、本研究では、まず靱性の評価方法を検討して試験方法の確立を計った。次に、その靱性を具体的に改善する手法を18Niマルエージ鋼を用いて研究した。このようにして得られた指導原理に基づいて、材料開発に着手した。

その際、強度水準の目標値を230~300kg/mm<sup>2</sup>に定め、さらにこのような高強度材料にもかかわらず溶接性や加工性が良好であることを前提条件とした。そして、この製造冶金上の前提条件を満たすため、マルエージ型の鋼を選んだ。それは、マルエージ型の鋼は溶体化処理後の軟かい状態で加工と溶接を行なうことができ、その後低温の簡単な熱処理を施すのみで、金属間化合物の析出に基

づく強化により高強度が得られる特徴と利点をもつからである。

目標とする高強度を得るために、強度と靱性を同時に満たす成分領域を求めた。その結果、Fe-Ni-高Co-高Mo系マルエージ鋼のある成分範囲に可能性のある領域が存在することが分かった。しかし、このような高合金鋼特にMoの多い鋼では合金元素を十分に固溶させるために高温で溶体化処理を行なう必要がある。この処理によって結晶粒が粗大化して延性が低下し、平滑引張試験片においても降伏点以下で不安定破壊が生じ、時効硬さに匹敵した当然得られるべき強度が得られないという問題が生じた。一方、延性と異なって超強力鋼の靱性は結晶粒度に支配されないので、時効硬さに相応した靱性値が求められる。従って、この靱性に匹敵する延性、ひいては強度を得ることが極めて重要である。

延性の低下に伴って不安定破壊が生ずるこの現象は、時効温度に強く支配される。すなわち、過時効気味の温度で時効することによって延性は高くなり、高い破壊強度を得ることができた。

しかしながら、強度をさらに改善するためには、合金元素を完全に固溶した状態で細粒鋼を得て延性を改善し、強度と靱性の最も良好な組合せが得られる温度で時効することが望ましい。そこで現在、再結晶、圧延焼入れなど二、三の結晶粒微細化方法について研究を進めている。

## V-Nb合金の双晶変形

bcc金属をいろいろな条件で変形していくと双晶の発生をみることがある。この変形双晶はよく知られているように試験温度が低いほど、また変形速度が大きいほど生じやすく、通常、静的引張試験程度の変形速度では室温以下で現われることが多い。

原子炉材料研究部では、将来の原子炉用高温構造材料を開発する目的でバナジウム基合金について広く研究を行なっているが、このほど、V-Nb二元系合金が500~700°Cの高温においても変形双晶を生じる事実を見出した。

VとNbはともに周期率表のVA族に属し、その合金は全率固溶体を形成する。純V、純Nbとも低温で延性に富み、変形双晶は-196°C以下で現われる。試験片を種々の温度で変形すると、ある温度を境にしてそれ以上では双晶が現われずすべりだけで変形し、それ以下の温度では双晶が発生し変形にあずかるという遷移温度が存在する。図はこの双晶発生温度とV-Nb合金のNb量との関係を表わしたもので、双晶発生温度はNb量が増加するとともに上昇し、50~60%Nbの範囲で200°Cにも達するが、高Nb側では再び低下する傾向を示す。ところが45~60%Nbの組成の合金はさらに500~700°Cの温度範囲にわたって変形双晶を生じる領域のあることがわかる。写真はこの高温変形双晶の

電子顕微鏡写真を示したもので、双晶系は低温のそれと同じく{112}[111]である。

変形双晶が現われるか現われないかは与えられた変形拘束条件のもとですべり転位と双晶転位の動きやすきの兼ね合いで決まる。すべり転位の運動が障害で妨げられて変形速度に追従できなくなり、結晶内に大きな応力集中が生じると、これを緩和するように双晶転位が活動する。200°C以下の低温側で双晶発生温度が合金量とともに上昇するのは固溶体硬化に原因するが、500~700°Cでの双晶発生は固溶体硬化に加えて、図にみるように、すべり転位と侵入型不純物原子との相互作用、いわゆるPortevin Le Chatelier効果が重畳し、変形応力が双晶発生応力に達したためこのような高温で双晶の発生をみたのであろう。

双晶変形の功罪についてはいろいろ議論されているところで、低温で双晶を生じるような材料では脆性破壊の引き金との関係が疑われている。しかし、双晶がもたらすせん断ひずみは転位にくらべてきわめて大きく、多数の双晶がへき開の源とならずに生じるような場合には、双晶変形はむしろ材料の延性に寄与する。V-Nb合金は後者に属すると考えられ、例えば、純Vは-196°Cで変形すると直ちに不安定変形を生じ、約10%の伸びを示して破断してしまうのに対し、V-50Nb合金は変形の大半を双晶変形に負う形となり、加工硬化が著しく40%以上の伸びを示す。このように双晶変形はV-Nb合金の延性改善に一役買っているとみられる。

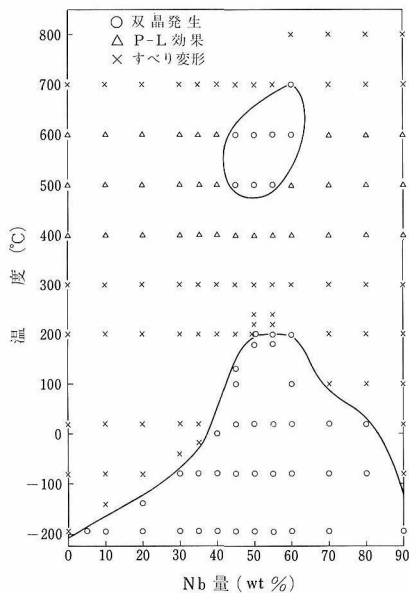


図 V-Nb合金の双晶発生温度とNb量の関係

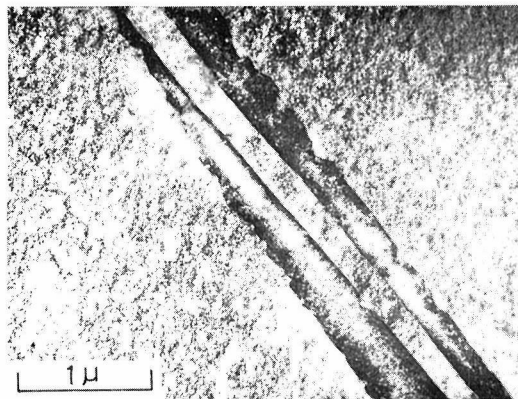


写真 V-50wt% Nbを600°Cで変形したときに観察された双晶

## 鑄鉄の金型鑄造

鑄鉄を製造するため、一般に、鑄型として各種の砂型が使われている。しかし、良質のけい砂は資源的に不足しており、一部は輸入に依存しているのが現状である。また、けい砂の使用はけい肺の原因ともなるほか、同時に用いられる粘結剤は公害の原因となる。このため、鑄型材に金属を使用する金型鑄造技術の開発が切望されている。

金型鑄造の最大の問題点は、急冷凝固によりチルが生成することである。このチル防止を目的として、従来より、化学組成の調整、塗型剤の開発、金型の子熱温度の上昇、焼なまし処理など種々の方法が試みられてきたが、いずれも、問題点を根本的に解決するには到っていない。

製造冶金研究部では、この問題に対して、溶解技術の改善という従来試みられなかった方法で一つの解答を出すことに成功した。

図1は、3.82% C, 1.84% Si, 0.12% Mn, 0.084% P, 0.0015% Sの化学組成の銑鉄5.0kgを、アルミナ質のろつばを使い、高周波炉で最高溶解温度1450°Cおよび1550°Cに異なる時間で溶解し、5min間恒温保持したのち、日本鑄物協会板チル試験法C3(今回の水温は34°C)により、溶解に要した時間すなわち溶解速度とチル生成量の関係を示したものである。この図から、チル生成量は溶解速度に大きく依存しており、その量は、溶解速度が速

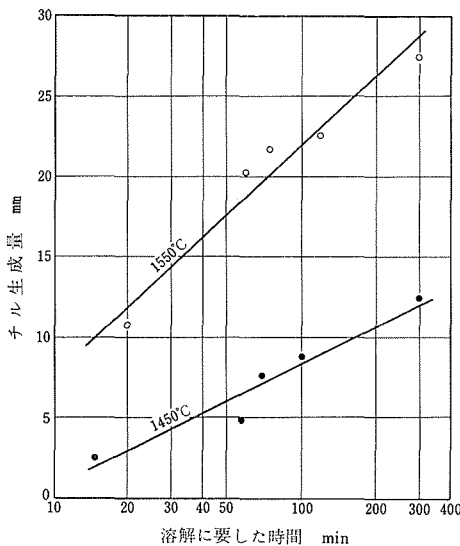


図1 溶解に要した時間とチル生成量との関係

いほど、また、溶解温度が低いほど少ないことがわかる。したがって、金型鑄造においては、最低必要溶解温度に可能なかぎり迅速に溶解するのが良い。

一方、現在まで、銑鉄そのものが接種剤として用いられたことはないが、本研究では、銑鉄中の微細な黒鉛片粒子に接種の効果を期待して実験を進めた。図2は、図1と同じ銑鉄2.5kgに対して、接種剤として同じ銑鉄0.5kgを添加した場合の、接種がチル生成におよぼす影響を示したものである。接種の効果は溶解温度が低いほど大きく、1650°Cの元湯では20mmあったチルが1450°Cに溶解し接種した場合には0mm、すなわち無チルとなった。また、元湯のチル生成量も溶解温度が低いほど少ない。チル減少率、すなわち各溶解温度における接種の効果は、1650°Cで35%、1550°Cで53%、1450°Cで100%と溶解温度が下がるにつれて直線的に増加する。

以上のごとく、実験的には金型鑄造時のチル生成は、溶解条件の調整により防止できる。

現在は、本法を進めると同時に、適用材質をさらに広げる場合の問題点など、金型鑄造を実用化するに必要な諸問題の解明に取り組んでいる。

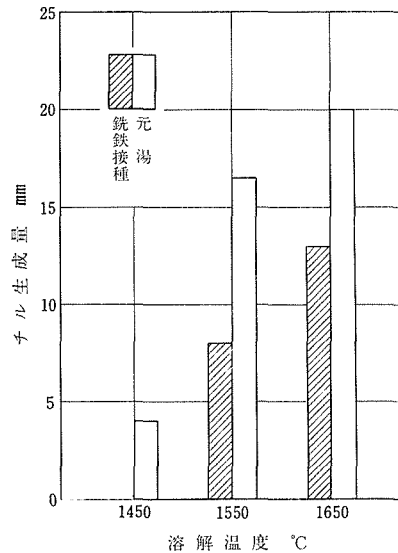


図2 銑鉄接種がチル生成量におよぼす影響

## クリープデータシート作成の現況

国産高温用実用材料のクリープデータシートを作成するためにクリープ試験部は、現在まで表1に示すように毎年数種類ずつの材料を取り上げ、高温引張り、クリープおよびクリープ破断の各試験を行ってきた。そして各材料のクリープ破断

データを、約1万時間、3万時間、および10万時間の試験結果が得られた各時点で、各鋼種ごとに取りまとめて、NRIM Creep Data Sheetとして順次公表することを計画している。昨年はNo.0～6を、そして今年3月にはNo.7～10をそれぞれ刊行した。

表1 データシート作成材料表

材 料 名	主 要 成 分	クリープ破断 試験温度(°C)	用 途	着手年度	NRIM CREEP DATA SHEET
板 材					
SB 49	0.3% ≥ C	400, 450	ボイラ・压力容器用鋼板	41	
SBV 1B(SB 56M)	1.3% Mn, 0.5% Mo	450, 500	ボイラ・压力容器用鋼板	41	
SPV 50	(60キロ級高張力鋼)	400, 450, 500	压力容器用鋼板	45	
ASTM A387B	1% Cr, 0.5% Mo	450, 500, 550	压力容器用鋼板	47, 48	
ASTM A387C	1.25% Cr, 0.5% Mo, Si	500, 550, 600	压力容器用鋼板	44	
ASTM A387D	2.25% Cr, 1% Mo	500, 550, 600	压力容器用鋼板	42	
ASTM A542	2.25% Cr, 1% Mo	450, 500, 550	压力容器用鋼板	47, 48	
SUS 304 HP	18% Cr, 8% Ni	500, 550, 600	原子炉構造材	45, 47, 48	
SUS 316 HP	18% Cr, 12% Ni, Mo	700, 750, 800	反応容器用鋼板	42	
管 材					
STB 42	0.32% ≥ C	400, 450	ボイラ・熱交換器用鋼管	41	No. 7 (1973)
STBA 12	0.5% Mo	450, 500	ボイラ・熱交換器用鋼管	42	No. 8 (1973)
ASTM A213-T2	0.5% Cr, 0.5% Mo	450, 500, 550	ボイラ・熱交換器用鋼管	44	
STBA 22	1% Cr, 0.5% Mo	500, 550, 600	ボイラ・熱交換器用鋼管	41	No. 1 (1972)
STBA 23	1.25% Cr, 0.5% Mo, Si	500, 550, 600	ボイラ・熱交換器用鋼管	41	No. 2 (1972)
STBA 24	2.25% Cr, 1% Mo	500, 550, 600	ボイラ・熱交換器用鋼管	41	No. 3 (1972)
STBA 25	5% Cr, 0.5% Mo	500, 550, 600	ボイラ・熱交換器用鋼管	42	
STBA 26	9% Cr, 1% Mo	550, 600, 650	ボイラ・熱交換器用鋼管	43	
SUS 304 HTB	18% Cr, 8% Ni	600, 650, 700	ボイラ・熱交換器用鋼管	41	No. 4 (1972)
SUS 321 HTB	18% Cr, 8% Ni, Ti	600, 650, 700	ボイラ・熱交換器用鋼管	41	No. 5 (1972)
SUS 316 HTB	16% Cr, 12% Ni, Mo	600, 650, 700	ボイラ・熱交換器用鋼管	41	No. 6 (1972)
SUS 347 HTB	18% Cr, 8% Ni, Nb	600, 650, 700	ボイラ・熱交換器用鋼管	46	
鍛圧材					
ASTM A470-8	1% Cr, 1% Mo, 0.25% V	500, 550, 600	蒸気タービン用ロータ	41	No. 9 (1973)
SUS 403 B	13% Cr, 0.1% C, 低Si	450, 500, 550	蒸気タービン用ブレード	42	
ASTM A565-616	12% Cr, 1% Mo, 1% W, 0.3% V	500, 550, 600	蒸気タービン用ブレード	41	No. 10 (1973)
SUS 316 B	16% Cr, 12% Ni, Mo	700, 750, 800	高温用鋼棒	42	
鋳造品					
ASTM A356-9	1% Cr, 1% Mo, 0.25% V	450, 500, 550	タービンケーシング	45	
ASTM A477 II	12% Cr, 25% Ni	700, 800, 900	高温用鋳鋼品	47, 48	
ASTM A567 HK40	0.4% C, 25% Cr, 20% Ni	800, 900, 1000	改質塔用遠心鋳造管	42	
ACI HP	25% Cr, 35% Ni	900, 1000, 1100	化学工業用鋳造品、管	47, 48	
耐熱合金					
A 286	15% Cr, 26% Ni, 1.25% Mo, 2% Ti, 0.2% Al, 0.3% V, 残Fe	550, 600, 650	ガスタービン用ディスク	43	
NCF 2 TB (Incoloy 800)	21% Cr, 32% Ni, Ti, Al, 残Fe	800, 900, 1000	化学工業用管	44	
NCF 2 P (Incoloy 800)	21% Cr, 32% Ni, Ti, Al, 残Fe	800, 900, 1000	化学工業用板	44	
S 590	20.5% Cr, 20% Ni, 20% Co, 4% Mo, 4% W, 4% Nb, 残Fe	650, 700, 750	ガスタービン用ブレード	43	
N 155	21% Cr, 20% Ni, 20% Co, Mo, W, Nb, N, 残Fe	550, 650, 750	ガスタービン用ブレード	46	
Inconel 700	15% Cr, 29% Co, 3% Mo, 2.2% Ti, 3.2% Al, 0.8% Fe, 残Ni	700, 750, 800	ガスタービン用ブレード	43	
Inconel 713C	12.5% Cr, 4.2% Mo, 2% Nb, 0.8% Ti, 6.1% Al, 0.012% B, 0.10% Zr, 残Ni	850, 900, 950	ガスタービン用ブレード	43	
U 500	18% Cr, 17% Co, 4% Mo, Ti, Al, Fe, B, 残Ni	700, 800, 900	ガスタービン用ブレード	46	
X 45	25% Cr, 10% Ni, 7.5% W, 2% Fe, 1% Mn, 残Co	800, 850, 900	ガスタービン用ブレード	43	

◆ 短 信 ◆

● 人事異動

昭和48年4月16日付

退職 管理部技術課長 柏倉修司

昭和48年5月1日付

昇 任

配置換

併任解除

管理部材料試験業務課長

管理部技術課長

管理部技術課長

後藤祥男(科学技術庁長官官房会計課長補佐)

九島元治(管理部材料試験業務課長)

柳原賢二(管理部長)

通巻 第173号

発行所 科学技術庁金属材料技術研究所

編集兼発行人 林 弘

東京都目黒区中目黒2丁目3番12号

印刷 株式会社 ユニオンプリント

電話 東京(03)719-2271(代表)

東京都大田区中央8-30-2

郵便番号 (153)

電話 東京(03)753-6969(代表)