The use of NIMS library items is restricted to research and education purposes. Reproduction is not permitted.

NO. 3
金材技研ニュース
1969
科学技術庁 金属材料技術研究所

# $V_3Ga$ 超電導テープの研究

物質の極限状態である超電導現象は最近10年の間に低温物理学の分野から実用の領域に著しい飛躍をみせた。その中継ぎをしたのが超電導材料の開発であり，すでに強磁場を発生するマグネットなどに活用されている。発生磁場が高くなるほど超電導を利用する利益が増すので，最近は合金材よりもHcの高い化合物材の開発に関心がむけられた。その結果，$Nb_3Sn$ 化合物が実用化され，つづいて電気磁気材料研究部第2研究室ではよい超電導特性をもつ $V_3Ga$ 化合物の線材化に成功した。

$V_3Ga$ 線材の製造プロセスは，まず，うすいVの下地テープを約700°Cに加熱した熔融Ga中を通過させ，その表面にGaにとむ化合物層を形成させる。写真1にその連続拡散装置の内部を示したが，V下地テープは毎分約1mの速さで送られる。ついでこのテープを約700°Cで熱処理すると特性のよい $V_3Ga$ 層が出来るが，この際Cuを鍍金して熱処理すると $V_3Ga$ 層が極めて容易に生成される。Cuの拡散促進の効果は金属物理学的にも興味深いが，おそらくCu原子に伴なって導入される空孔に基づくものと考えられる。

図1に種々の熱処理温度で作成された $V_3Ga$ テープの磁場特性（H-Ic曲線）を $Nb_3Sn$ の特性と比較して示した。700°C附近でつくられたテープは200 KGの高磁場中でも大きい密度で超電導電流を流すことができ，このテープが実用化されると超電導状態で発生しうる磁場範囲が $Nb_3Sn$ の150 KGよりさらに拡張されるだろう。また，$V_3Ga$ は $Nb_3Sn$ の950°Cよりかなり低い温度でつくられるので，下地テープの機械的強度も増加する。当研究室では引続き長尺テープの試作研究を行なっており，近くわが国のメーカーで工業化される予定である。

これまで超電導化合物についてはその結晶粒度や内部組織について殆んど研究がなされていない。当研究室ではごくうすいV下地テープを用いて中心まで $V_3Ga$ を拡散生成させた試料をつくり，化合物層の透過電顕観察を

以下頁3につづく

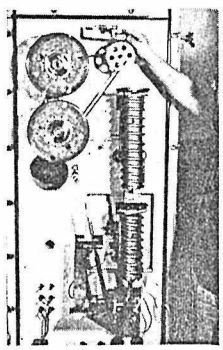


写真1 VGa テープの連続拡散装置

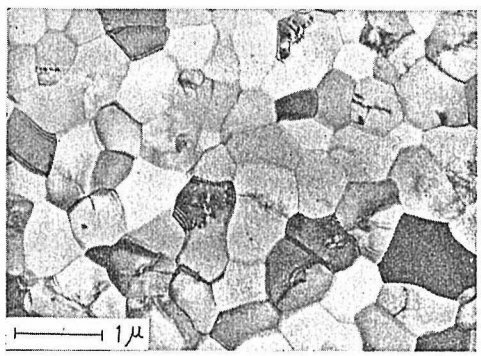



写真2 $V_3Ga$ 化合物層の透過電顕写真
（当所500keV電顕による）

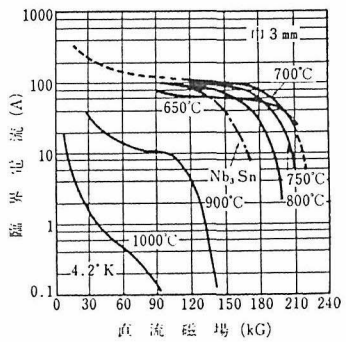



図2 $V_3Ga$ テープの熱処理温度と磁場特性の関係

# 鋼中の非金属介在物と引張り

鉄鋼中には多かれ少なかれ非金属介在物が含まれている。介在物の鉄鋼の機械的性質に及ぼす影響について数多くの研究が発表されている。しかし，鉄鋼中の介在物の生成過程が複雑で特定の介在物の大きさ，形態，分布をそろえて研究することが非常に困難であり，機械的性質への介在物の影響について解決されていない点が多い。介在物の影響を考える場合に，介在物の大きさ，形態，分布および量の各因子を定量的に取扱うこと介在物の弾性的性質，塑性的性質および熱的性質を調べ，同時に介在物のまわりの応力分布を明確にする必要がある。

鉄鋼材料研究部鋼質研究室では，これらの一環として，リムド鋼試験片に種々のレベルの引張応力を加えて，非金属介在物のひずみを検討している。本試験片中に含まれている介在物は (Fe, Mn) O, (Fe, Mn,) O+(Fe, Mn) S, Al 系酸化物に (Fe, Mn) O と (Fe, Mn) S を含む介在物，外来生介在物に分類できる。介在物の大きさは 30 $\mu$ 以下であるが，大型介在物の場合には 100 $\mu$ を越えるものもある。上記介在物の形を変える目的で，種々の熱間圧延を行なった。引張りはインストロン試験機で行なった。上降伏点に達しない範囲の負荷では，すべり線は，主として結晶粒界より発生している。大型介在物が数個の結晶粒にまたがっている場合には，優先方位を持つ結晶粒で，すべり線が発生しているのが観察された。一方，結晶粒内に存在する小型介在物および粒界に存在する介在物ではひずみ模様は認められなかった。これは介在物の存在状態，結晶粒の方位と応力方向などに関係があると思われる。下降伏点に達するとすべり線のみだれが，介在物のまわりで観察される。介在物が結晶粒界上に在存する場合，非金属介在物から一方の粒だけにすべり線が密に発生して粒内にとどまっているが，他の粒では非金属介在物に関係なく，粒界より発生していた。角状ガラキサイト系の介在物の先端附近では密なすべり線が発生していた。特に外来生介在物の切片では，応力集中が大きい。下降伏点を過ぎると，非金属介在物と地鉄が分離しはじめ空げきを作る。非金属介在物が，粒界上に存在する場合，粒内に存在する場合よりも，空げきは作られやすい。空げきの先端では特にひずみの集中が起こる。応力が高くなると，この空げきは，隣接している結晶粒に伝ぱんして行く。ガラキサイトを含む介在物では，介在物が引張り中に割れたりしている。小型介在物では応力集中が小さく，そのまわりではすべり模様を変えるとは思われない。図1には結晶粒界に存在する酸化物系介在物の大きさと，介在物周囲の歪の大きさを示した。

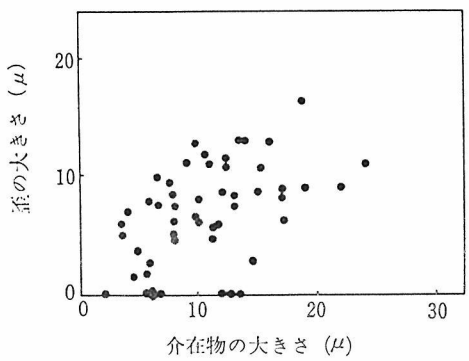


図1　粒界に存在する酸化物系介在物のまわりの歪

写真1　介在物と空げき

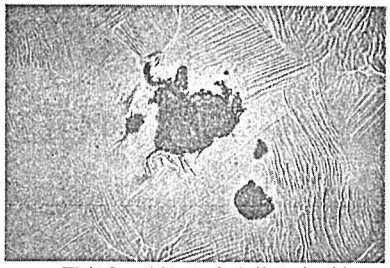


写真2　割れた介在物と空げき

写真1には (Fe, Mn) O+ (Fe,Mn) S に Al 系酸化物を含む介在物のまわりの空げきとその先端でのひずみ，写真2には介在物のワレが空げきとなって生長してゆく様子を示した。

# 高温水腐食の電気化学的研究

水冷却型原子炉用金属材料の腐食研究においては，一般に重量法による腐食速度の決定や，X線および電子線回折による腐食生成物の同定などが行なわれている。このような高温高圧純水中における金属の腐食は基本的には電気化学的機構によるものと考えられており，腐食研究に電気化学的方法の採用が望まれている。

金属の腐食量を求めたり，腐食機構を解明するために腐食電位や分極曲線を求めることは，一般の腐食系ではしばしば用いられる手法であるが，高温高圧純水中でこの方法を適用する場合には多くの困難がある。中でも，

(1) 照合電極の選定とその設置方法

(2) 溶液が高抵抗を有するため，印加電流にもとずくＩＲ降下による誤差の除去が重要である

**腐食計測研究室**ではこれらの問題を解決し，水冷却型原子炉の腐食環境で問題となるステンレス鋼その他の金属材料の腐食機構について研究を行なっている。

(1)の問題点は照合電極に飽和カロメル電極を用いて高温高圧系の外に置き，圧力シールを兼ねた木栓を通して液絡することにより，また(2)の問題点はホイートストンブリッジの一辺が試験極と照合電極間の液抵抗となるようにし，検流計の部分に高入力抵抗を有するエレクトロメータと逆起電力を加えるためのポテンショメータを挿入したブリッジ回路を構成させ，常にＩＲ降下を除去した過電圧が測定できる Null 法を適用することによって測定上の困難を解決した。

この方法で求めた分極曲線の一例として，脱イオン水に 2 ppm NaCl を加えた高抵抗率水溶液中における軟鋼の分極曲線を図１に示す。同図に見るように，この方法で求めた分極曲線は IR 降下による誤差を含む場合と著しく異なった形を与える。

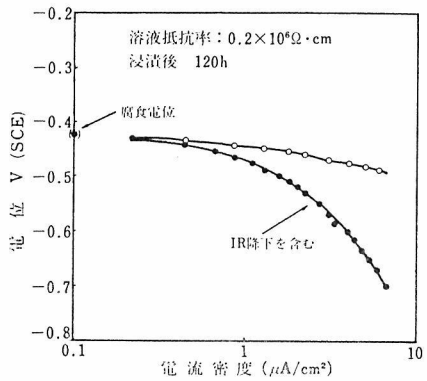



図１　2 ppm. NaCl 水溶液中における軟鋼のカソード分極曲線（25°C）

さらに高温純水腐食試験にこの方法を適用するため，**写真１**に示すようなオートクレーブに試験極，対極，および照合電極を設けて電気化学的測定ができるようにしたこれらの各電極はテフロンと石英管を用いてオートクレーブ本体と絶縁した。この装置により求めた275°Ｃの脱イオン水中におけるオーステナイトステンレス鋼のアノードおよびカソード分極曲線の測定結果を図２に示す。

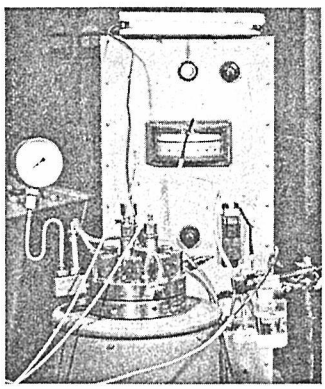


写真１　電気化学的測定用電極を備えたオートクレーブの外観

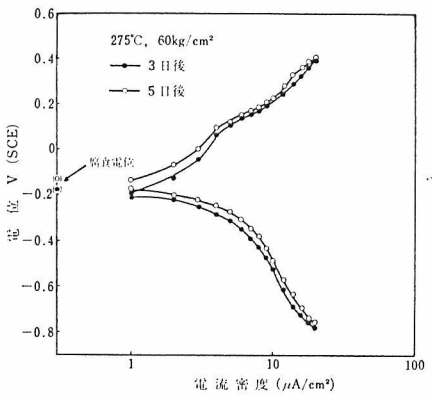



図２　275°Ｃ純水中におけるステンレス鋼ＳＵＳ27の分極曲線

1 頁よりつづく

行なうことに成功した。その結果 $V_3Ga$ 化合物層は，写真２にみられるように 0.5 $\mu$ 程度の極めて細かい結晶粒からなり，また，その内部には転位などの欠陥が殆んどないことが判明した。このように微細な結晶組織をもつことは，$V_3Ga$ が超電導線材としてすぐれた特性を示すことに関係があると考えられ，さらに詳しく研究する予定である。

## 短時間引張特性

### 高速炉用ステンレス鋼の研究（6）

1150°C で溶体化処理した種々の炭素量を含む304系，316系オーステナイト鋼の常温，600°C700°C，800°Cにおける短時間引張特性を検討した。

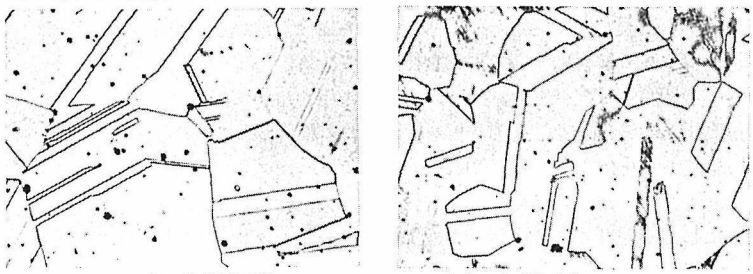
第10図，第11図は，常温，700°Cの諸特性とC量の関係を示したもので，引張強さ，0.2%耐力はC量にほぼ比例して増大する。1150°Cにおける両系鋼のC固溶量は約0.2%であり，それ以上のC量では残留炭化物として存在するが，これが分散強化として働くことがわかる。800°Cの結果は図示していないが，このような高温ではその効果が失われる傾向がある。ところで，常温で引張破断した0.006%Cを含む304系鋼の破断面近傍には，マルテンサイトの生成により磁性が認められる。

また常温では304系鋼が316系鋼に比べ，引張強さ，0.2%耐力ともすぐれている傾向がみられる。これは304系鋼が316系鋼に比べ，Cr含有が高く，逆にNi含量は低く，したがって積層欠陥エネルギーが低いため，C量はほぼ同じ場合，同一加工度ではその硬度が高いことから説明されよう。またMoの固溶強化による引張強さ，0.2耐力の向上は，600°C～800°Cでは高温ほど認められる。

一方破断靭性はいずれの温度においてもC量約0.1%付近に見られるが，これは写真3(a)，(b)に示すような，0.006%C鋼に比べ，0.11%C鋼は非金属介在物が少なく，C添加により清浄化されることから，Cによる合金の清浄化によるものであろう。

また，316系鋼は304系鋼に比べ，破断靭性がすぐれている。すなわちMoは高温強さと靭性を改善する。ところで650°C，3,000 hr加熱した0.42%Cを含む304系鋼には粒界反応型析出が顕著に生成するが，同じC量を含む316系鋼には認められない。すなわちMoは粒界反応型析出を抑制する作用がある。Moによるこの効果は，高Mo高N耐熱合金鋼にもみられ，このようなものは靭性が高い。粒界反応型析出は，靭性の点で好ましくないとされているが，溶体化試料の高温靭性がMoにより改善されることは，粒界反応型析出の抑制とし合せ興味深い。

鉄鋼材料研究部　耐熱合金研究室
材料強度研究部　高温強さ研究室



a）0.006%C　　b）0.11%C

写真3　1150°C で溶体化処理した304系オーステナイト鋼の組織（X100×5/6）

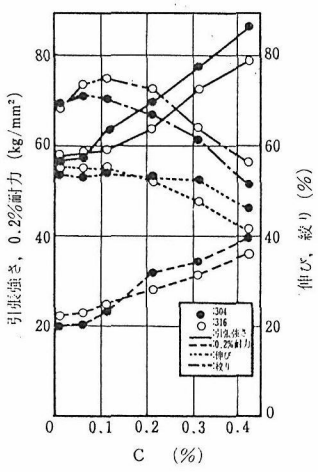



図10　両系鋼の常温引張特性におよぼすC量の影響

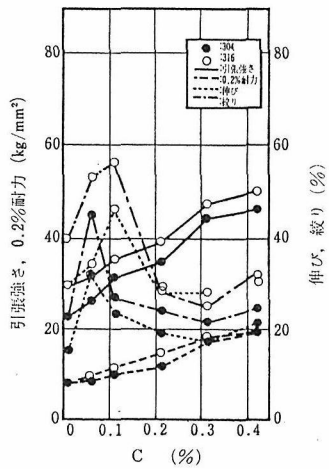



図11　700°Cにおける両系鋼の引張特性におよぼすC量特の影響

（通巻　第123号）
編集兼発行人　佐々木　武
印　　刷　奥村印刷株式会社
東京都千代田区西神田1-1-4

発行所　科学技術庁金属材料技術研究所
東京都目黒区中目黒2丁目3番12号　郵便番号（153）
電話　東京（03）719—2271（代表）