

金材技研 1974

科学技術庁

NO.7

ニエース

金属材料技術研究所

ラーベス型超電導材料の研究

超電導マグネット材料としてもっとも重要な条件は液体ヘリウム温度で超電導状態の破れる上部臨界磁界 H_{c2} (4.2K)が大きいことである。最近、電気磁気材料研究部ではラーベス型化合物 V_2Hf が非常に高い H_{c2} を持ち、さらにこの化合物中のVまたはHfをZr, Nb, Ta, Crなどで一部置換すると、 H_{c2} および臨界温度 T_c が大巾に増加することを見出した。例えばアーク溶解で作った三元系ラーベス型化合物V-Hf-Zr, V-Hf-Nb, V-Hf-TaおよびV-Hf-Cr系の H_{c2} (4.2K)はそれぞれ240kOe, 257kOe, 261kOe, および234kOeに達し、いずれの値もすでに実用化されている化合物材, Nb_3Sn や V_3Ga の H_{c2} (4.2K), 220kOe, より大きい。このことはこれらの三元系のラーベス型化合物が実用的に興味ある新超電導材料であることを示しており、その線材化が望まれている。

同研究部ではこの種材料を線材化する試みとして、まずV-Hf-Zr系をとりあげた。Hf-Zr合金の芯をパイプにはめ込んだ複合体をテープ状に加工したのち、拡散熱処理するいわゆる複合加工法によりラーベス相化合物テープを試作した。超電導材料として実用上重要なもう一つの条件は大きな臨界電流密度 J_c を持つことであるが、試作複合テープの65kOe, 4.2Kで得られた J_c は $4 \times 10^5 A/cm^2$ で、 Nb_3Sn や V_3Ga の J_c と同程度である。上記複合テープでは図にみられるように合金芯の組成が33 at% Hfの場合 J_c , T_c 共に最高値を示す。この合金芯の組成は、三元化合物 $V_2Hf_xZr_{1-x}$ で最高値がえられる組成 ($X \approx 0.5$) と一致しない。これはHfの拡散速度がZrの拡散速度より速いため、形成され

た化合物相の組成が芯合金の組成よりHf側にずれることによる。

H_{c2} や J_c が高いこと以外にもラーベス型化合物は Nb_3Sn や V_3Ga ほど機械的性質がもろくないという長所をもつので、この線材は超電導コイルに巻き込む時取扱いが容易で、また強い電磁力に耐えることができると考えられる。さらにこの複合加工法は極細多芯線の製造にただちに適用できるので本材料の実用化の見通しがたてられたといえる。一方、この型の化合物は低温で結晶変態をおこし、その変態温度と T_c の間に関連のあることも同研究部で明らかにされ、超電導材料の特性を高めるための基礎的研究の面からも注目されている。

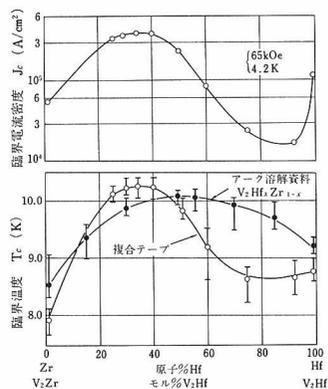


図 複合テープ(白丸)およびアーク溶解により作成した三元化合物 $V_2Hf_xZr_{1-x}$ (黒丸)のHfとZrの組成比による J_c と T_c の変化。横軸の組成は複合テープについてはHf-Zr合金芯のHf原子%, アーク溶解試料 $V_2Hf_xZr_{1-x}$ については V_2Hf モル% (x)を示す。

Fe₂B 金属間化合物の高温における塑性

金属間化合物は一般にもろいと言われているが、個々の金属間化合物についてみると、その機械的性質にはかなりの差があり、これはどのようなすべり系が活動するかによって大きく影響される。すべり系を支配する機構に関してはまだ完全な理論はなく、特に電子数の影響については実験も十分に行われていない。

化学組成がM₂B (M=Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Mo, W等) で表わされる金属間化合物はいずれもCu-Al₂型の結晶構造をもち、又その格子定数も似かよっている。したがって、これらの化合物はMに当る原子を変えることにより、結晶構造は同じままで電子-原子比を変えることができ、すべり系を電子数の立場から調べるのに都合のいい材料である。金属物理研究部では、上記の目的のためにM₂Bの中からFe₂Bを選び、その塑性を研究している。

Fe₂Bは体心正方構造であり、単位格子は8個のFe原子と4個のB原子から成っている。この結晶で活動する可能性のあるすべり転位としては、 $\frac{1}{2}\langle 111 \rangle$, $\langle 001 \rangle$, $\langle 100 \rangle$ が予想され、各転位の大きさはそれぞれ4.192 Å, 4.248 Å, 5.109 Åである。

600°CにおいてFe₂B単結晶を [111], [110], [001] の各方位に圧縮して、それぞれについて応力-ひずみ曲線を求めた (図1)。この図からわかるように応力-ひずみ曲線は圧縮方位により顕著な差が現われた。すなわち、[111] 方位に圧縮した場合は、25kg/mm²で降伏し、その変形は $\langle 001 \rangle$ 転位による単一すべりであった。一方、 $\langle 001 \rangle$ すべりに対してせん断応力を生じない[110] および [001] の各方位に圧縮した場合には、82kg/mm² および124kg/mm² と非常に高い応力において降伏することなく破壊した。このことからこの温度では $\frac{1}{2}\langle 111 \rangle$ および $\langle 100 \rangle$ 転位は活動しないと結論できる。

この圧縮試験において活動しなかった $\frac{1}{2}\langle 111 \rangle$ 転位はバーガスペクトルの大きさが最小であり、し

かも活動した $\langle 001 \rangle$ 転位が1種類しかないのに対して、この転位は4方向に等価であるので、この転位が働けば塑性変形ははるかに容易になる。したがって、どのような条件下でこの転位が活動するかは今後の興味ある課題である。

各温度においてFe₂B単結晶を [111] 方位に圧縮した場合 ($\langle 001 \rangle$ 転位が働く方位) の応力-ひずみ曲線には以下にのべる特徴がある。600°C以下では加工硬化の小さい平坦な変形曲線を示し、600°Cと700°Cの間では顕著セレーションが現われた。700°C以上では降伏後に応力は大きくゆるやかに低下した。すべりは全実験温度においてすべり面が(110)、すべり方向が [001] の単一すべりであったが、すべり線は700°C以下で粗であるのに対し、それ以上ではかなり密であった。降伏応力は600°C以下および700°C以上の温度域において温度の上昇に伴って急激に低下するが、600°Cと700°Cの間では図2に見られるように降伏応力の逆温度依存性が現われており、この温度は融点のほぼ0.55倍であった。降伏応力が温度の上昇とともに増加する現象は他のいくつかの金属間化合物や合金について認められており、その原因として規則化によるものや溶質原子によるものなどが考えられているが、本例の場合は拡散により転位に流れ込んだ溶質原子と転位との相互作用によるものとして説明できる。

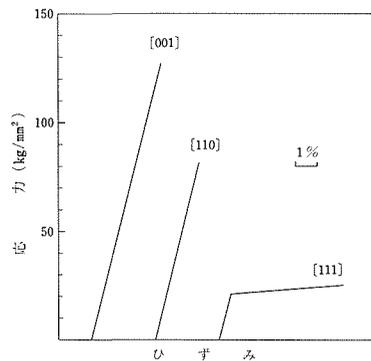


図1 Fe₂B単結晶の方位依存性

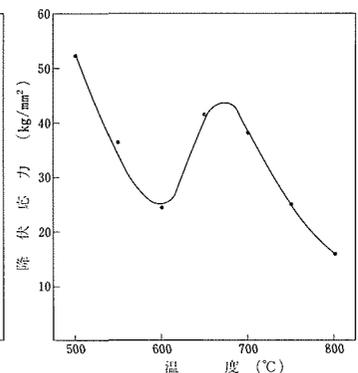


図2 降伏応力の温度変化

高速炉構造材のクリープ破断特性

高速増殖炉の研究開発はナショナル・プロジェクトとして、動力炉・核燃料開発事業団を中心に進められているが、クリープ試験部では、同事業団との共同研究として高速実験炉“常陽”の炉容器相当材のクリープ破断特性を調べている。

高速炉の炉容器、一次冷却系配管、およびその他の機器などの高温構造部材としては、主にオーステナイト・ステンレス鋼SUS304および316が用いられる。しかし、わが国では高速炉のような苛酷な条件下で使用される大形厚板ステンレス鋼製溶接構造物の製作経験は乏しいので、厚板ステンレス鋼およびその溶接継手の高温強度、とくに長時間のクリープ強度について設計・施工の基準となるような材料データを整備して構造物の安全性を保証し、その信頼性を高める必要がある。

建設中の高速実験炉“常陽”の炉容器材である板厚25mmのSUS304HP(18Cr-10Ni)を採り上げ、500°C、550°Cおよび600°Cにおいて母材、溶接継手および溶接金属(両面サブアーク溶接のまま)のクリープ破断試験を行ない、設計コードの基準値と比較した(第一次試験)。さらに炉容器のノズル部などのように応力集中部がある場合のクリープ破断挙動には未知の部分が多く、設計データも非常に少ないので、第二次試験ではやや成分の異なる304ステンレス鋼厚板の母材と溶接継手のそれぞれについて、クリープ破断強さにおける切欠の効果調べた。切欠クリープ破断試験は平行部径6mmφ、標点距離30mmの平滑試験片と対応させて、平行部径D=9mm、切欠部径d=6mm($\theta=60^\circ$ 、

$\rho=0.16\text{mm}$ 、応力集中係数 $\alpha=4.1$)、平行部距離30mmの切欠試験片を用いて500°C、550°C、600°Cおよび650°Cで行なった。

図1は第一次試験の結果の一部である。母材にくらべて溶接継手のクリープ破断強さはかなり劣っており、破断後の伸びも長時間側では母材が20%以上を示しているのに対し、5%以下であった。なお溶接金属は溶接継手と同じかあるいはわずかに高いクリープ破断強さを示した。母材と溶接継手が同じ破断時間を示す時の応力の比でクリープ破断強さの溶接継手性能をみると、長時間側では0.75程度まで低下した。この点に関しては溶接材料および溶接施工条件を変えた確認試験が行なわれ、低入熱にしてパス数を増すことにより溶接継手のクリープ破断強さはかなり改善できることがわかった。

母材に切欠を入れた場合は予想されたように、切欠材のクリープ破断曲線は平滑材にほぼ平行でかなりの切欠強化が認められた。溶接継手では図2のように短時間高応力側で著しい切欠強化を示し、切欠材のクリープ破断曲線の傾きは大きい。長時間側においても切欠材のクリープ破断強度は平滑材に比べてやや高い。

以上のように溶接継手のクリープ破断データは、種々の溶接条件により大きく左右されるので、今後の課題としては、長時間におけるクリープ破断強さと延性を保証するためのデータの蓄積をさらに進める必要がある。

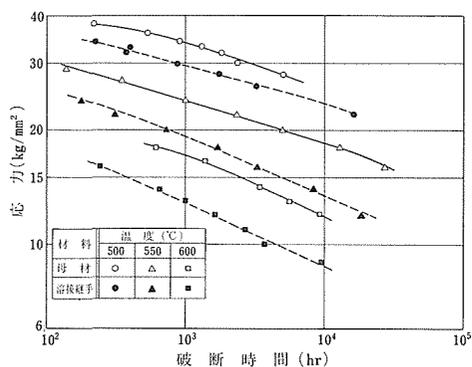


図1 304ステンレス鋼厚板のクリープ破断試験結果(母材と溶接継手の比較)

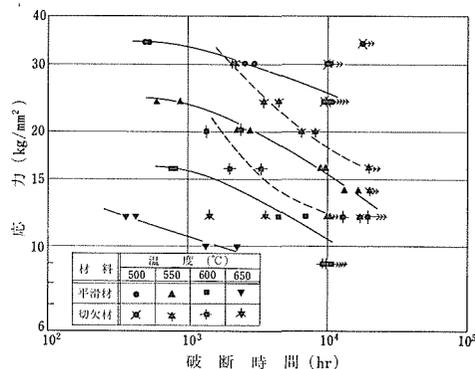


図2 304ステンレス鋼溶接継手のクリープ破断試験結果(平滑材と切欠材の比較)

受託研究の成果

当所は、科学技術庁設置法（昭和31年法律第49号）第18条第1項第2号ならびに科学技術庁受託研究規定（昭和36年訓令第36号）に基づき、36年度から民間企業等からの受託研究を開始し、48年度までに99件を数えるに至った。

最近2年間における実績は表のとおりであり、研究を内容的にみると、材料部門2件、強さ部門7件、冶金技術部門10件、加工技術部門5件の計

24件となっており、受託研究を開始した36年度から46年度までの11年間に実施した75件に比べ大幅に件数が増加している。一方予算面においても、45年度は1,020千円であったが、46年度は2,218千円、47、48年度はともに2,292千円と増加の傾向にある。

なお、受託研究の成果として48年度に初めて材料部門で特許申請に至るなど、その工業化、実用化に顕著なものができた。

表 最近2年間における受託研究の実績

年度	研究 題 目	担 当 研 究 部	年度予算額 (千円)
47	1.特殊鋼の凝固とマイクロ偏析に関する研究	製 錬 研 究 部	2,292
	2.新型転換炉圧力管等の腐食試験に関する研究	腐 食 防 食 研 究 部	
	3.銅、ニッケル鍍の湿式処理に関する研究	製 錬 研 究 部	
	4.アルミニウム、鉄複合材料の陽極酸化に関する研究	腐 食 防 食 研 究 部	
	5.銅電解に関する研究	製 錬 研 究 部	
	6.高速炉用蒸気発生器伝熱管のナトリウム-水反応による損耗に関する研究	腐 食 防 食 研 究 部	
	7.冷間圧延中の熱の移動に関する研究	工 業 化 研 究 部	
	8.H型鋼の曲げ疲れ特性に関する研究	疲 れ 試 験 部	
	9.薄板材の引張り疲労強度に関する研究	疲 れ 試 験 部	
	10.粉末圧延法によるチタン薄板の製造に関する研究	製 造 冶 金 研 究 部	
	11.エンジン排気弁の疲労強度に関する研究	材 料 強 度 研 究 部	
48	12.高温用サーモモジュールに関する研究	電 氣 磁 気 材 料 研 究 部	2,292
	1.特殊鋼の凝固組織とマイクロ偏析に関する研究	製 錬 研 究 部	
	2.高温用サーモモジュールに関する研究	電 氣 磁 気 材 料 研 究 部	
	3.ニッケル溶錬への真空吸上げ精製の応用に関する研究	製 錬 研 究 部	
	4.新型転換炉圧力管等の腐食試験に関する研究	腐 食 防 食 研 究 部	
	5.アルミ-銅系焼結含油軸受に関する研究	製 造 冶 金 研 究 部	
	6.ステンレス薄板溶接継手の疲れ特性に関する研究	疲 れ 試 験 部	
	7.タービンディスク材の低サイクル疲れ試験に関する研究	疲 れ 試 験 部	
	8.アルミニウム材料の硬質陽極酸化に関する研究	腐 食 防 食 研 究 部	
	9.13Cr-½Mo鋼の高温疲れ強度に及ぼすオーステナイト結晶粒度と非金属介在物含有量の影響	疲 れ 試 験 部	
	10.連続製鋼炉用耐火物の最適化に関する研究	工 業 化 研 究 部	
11.焼結部品用アルミニウム粉末の性状に関する研究	製 造 冶 金 研 究 部		
12.アルミニウム合金の溶接継手の長時間疲れ強さに関する研究	疲 れ 試 験 部		

特 許 出 願 速 報

昭和48年10月30日～49年3月31日

出願日	出願番号	発 明 の 名 称	出願日	出願番号	発 明 の 名 称
48.12.27	144251	金型製造用鑄鉄の溶解法	49.2.2	13308	銅の電解製錬法
"	144252	金型製造用鑄鉄の溶解法	"	13309	金属の電解採取法
"	144253	金属硫化物の電解製錬装置	49.2.19	19097	熱電素子の製造法
"	144254	金属硫化物の電解製錬装置	"	19098	高衝撃値を有する低合金鑄鋼
"	144255	超強力鋼の製造方法	49.3.8	26194	オーステナイト耐熱鋼の加工熱処理法
48.12.28	64	グロー放電を利用した固相接合法	49.3.15	29013	粉鉄鉱石の連続的流動還元法
49.2.2	13305	アルミニウムおよびその合金の陽極酸化法	49.3.22	31535	加工性の優れた銅添加フェライト系ステンレス鋼板の製造法
"	13307	電磁誘導検査の欠陥信号処理の方法	49.3.30	35174	低見掛密度銅粉の製造法

◆ 短 信 ◆

● 人事異動（昭和49年7月1日付）

昇任 科学技術庁原子力局規制課安全審査管理官

永田 徳雄

（原子炉材料研究部原子炉材料研究室長）

通巻 第187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
 印刷 株式会社 ユニオンプリント
 東京都大田区中央 8-30-2
 電話 東京(03)753-6969(代表)

東京都目黒区中目黒 2 丁目 3 番 12 号
 電話 東京 (03) 719-2271 (代表)
 郵便 番 号 (153)