

金材技研 1972

科学技術庁

NO.12

ニュース

金属材料技術研究所

Nb₃Ga 新超電導材料

超電導現象を利用すると電力消費なしに永久的に電流を流したり強磁界を発生することができるので、高性能電気機器、核融合炉、MHD発電、磁気浮上列車あるいは超電導送電など種々の新技術の分野から、超電導状態となる臨界温度 T_c および臨界磁界 H_c の高い新材料の開発が強く要望されている。

従来、主として実用されてきたNb-Ti合金線材は T_c が10°K、 H_c が120kOeであり、最近当研究所で発明されたV₃Ga化合物線材は T_c が15°K、 H_c が220kOeである。Nb₃GaはV₃Gaと同じβ-W型の結晶構造をもち、アーク溶解試料で約20°Kの T_c と約340kOeの H_c を示し、今後の超電導材料の中心的存在になるものと期待されている。しかし、この種の化合物は硬く脆くてその線材化がきわめて困難であった。

電気磁気材料研究部では今回拡散法によりはじめてNb₃Ga超電導線材の試作に成功した。その製法はまずうすいNbテープを溶融Ga中を通過させて

表面にGaに富む中間的化合物相を生成せしめ、ついでその両側をNbテープではさんで圧延してラミネートテープを作成する。このテープを熱処理すると拡散反応によって写真に示したように連続したNb₃Ga化合物相を生成させることができる。

図にはNb₃Gaテープの熱処理による T_c の変化を示したが、1800°Cで短時間加熱したのち800°Cで時効すると溶解試料と同じ高い T_c をもつ超電導テープがえられることがわかった。800°C時効による T_c の上昇は化合物構造の規則化が進むためと推察される。このNb₃Ga層には 1×10^5 A/cm²の大きい超電導電流を流すことができ、Nb₃Ga線材実用化の第一歩が達成されたといえる。さきにV₃Ga線材ではGaにCuを添加すると拡散反応が促進され、生成温度が著しく低下されてその実用化に成功するきめ手となった。Nb₃Ga超電導体に対してもV₃Gaの場合と同様な効果が発見されれば、20°Kの T_c と300kOe以上の H_c をもつ高性能の新超電導線材が出現するであろう。

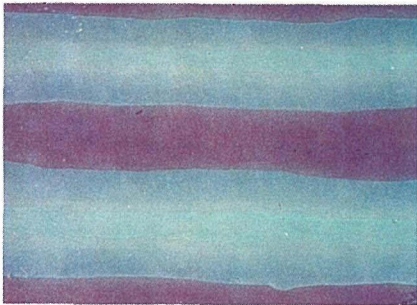


写真 Nb₃Gaテープの断面；ふじ色層がNb₃Ga相(×500)。

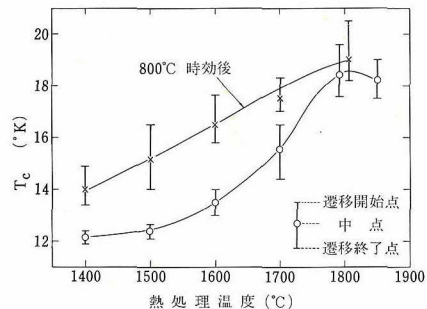


図 熱処理によるNb₃Gaテープの T_c の変化。

高温圧延直接焼入したオーステナイト耐熱鋼

鋼のクリープ破断強度はその成分とともに、金属組織の影響を大きく受ける。鉄鋼材料研究部特殊鋼第一研究室では、18Cr-12Ni鋼のクリープ破断強さと延性の改善に有効な組織を得る目的で熱処理と加工熱処理を行なっている。ここで述べるものは工業化研究部溶解圧延室の協力で行なわれたもので、鋼の含有炭素が完全に固溶しており、かつ、結晶粒が細かいか、あるいは任意の大きさにある状態を得ることを目的とした加工熱処理である。0.3%程度までの炭素を含む18Cr-12Ni系鋼を1250℃程度の温度で加熱して炭化物を完全に固溶させたところで高温圧延し、再結晶させて焼入した(普通圧延焼入と呼ぶ)。そのさい、圧延の各パス間に10～15秒の時間を置いて材料をやや冷却させながら圧延すると、固溶化と細粒化の他に加工硬化も与えることができる(冷却圧延焼入)。

高温圧延終了後の細粒状態の鋼を元の炉にもどすと結晶粒が再び成長しはじめるので、炉にもどしてから適当な時間後に焼入すると、炭化物の固

溶化が完全で任意の大きさの結晶粒を持つ鋼を得ることができる。また、高温圧延の各パス間に試料を炉にもどして適当な時間保持して圧延を行なっても、炭化物が完全に固溶し、任意の粒度を持つ鋼を得ることができる。これらの処理を再熱圧延焼入と呼ぶことにする。

写真はS鋼(表参照)を普通圧延焼入(a)、冷却圧延焼入(b)後、700℃で2時間時効した組織である。(a)では上下2つの結晶粒の間に、上の結晶粒と整合に炭化物($M_{23}C_6$)が板状に生じている。しかし、(b)では地がセル状となり粒界炭化物は互に分離して粒状に生じる。(b)の状態は粒界破壊を抑え延性の向上に役立っている。

鋼のクリープ破断特性は極端な細粒でも粗粒でも良好でなく、適当な粒度が必要である。その適当な粒度は鋼の組成によって変化する。表はクリープ破断試験結果の一例であるが、圧延焼入材は強度と延性がともに良好である。

冷却圧延焼入材の常温引張特性も良好であり、時効により耐力が増加しても粒界割れを生じない。

この材料の常温の耐力と絞りの関係を示す曲線は、冷間加工した低炭素のオーステナイト鋼の同様な関係を示す曲線と一致している。本処理鋼の特徴は、加工が高温で行なえること、およびある程度の加熱に耐えることであり、強力ステンレス鋼ないし非磁性鋼としての用途も考えられる。

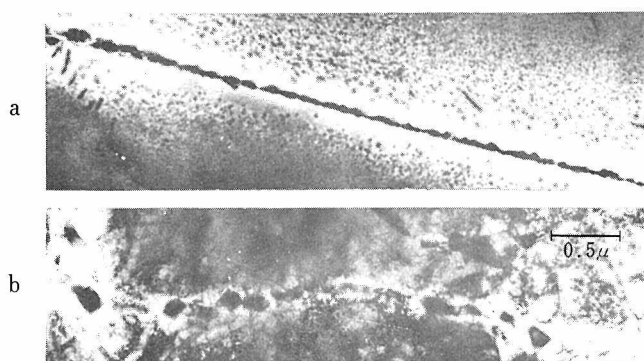


写真 普通圧延焼入(a)および冷却圧延焼入(b)したS鋼の700℃×2時間時効後の粒界析出。

表 18Cr-12Ni系鋼のクリープ破断強さ

記号	主 要 成 分	処 理	粒 度 番 号	600℃で1000hrの破断応力 (kg/mm ²)	1000hr附近の破断伸び (%)
S 鋼	18Cr-12Ni-2.5Mo -0.15C-0.25P	1160℃×1hr, 水冷	1.5	32.0	0.5
		普通圧延焼入	8.0	47.0	10.0
		冷却圧延焼入	11.0	47.0	9.0
W 鋼	18Cr-12Ni-0.2C	1160℃×1hr, 水冷	2.5	18.2	3.0
		普通圧延焼入	9.0	19.0	12.0
		冷却圧延焼入	10.0	19.5	20.0
		再熱圧延焼入	7.0	21.9	6.0

構造用鋼の不完全焼入組織の靱性

機械構造用鋼は、一般に焼入れによって完全にマルテンサイト組織にした後に焼もどした場合に、最もすぐれた機械的性質、特に靱性が得られる。しかし実際の工業的な部品においては、フェライトやベイナイトを含んだ、いわゆる不完全焼入組織を焼もどして使用する場合が非常に多い。不完全焼入組織の靱性は、鋼種、すなわち鋼の化学成分によって大きく変化することが報告されているが、両者の詳細な関係は明らかでない。製造冶金研究部熱処理研究室では、構造用鋼の不完全焼入組織の靱性に及ぼす合金元素の影響を基礎的に解明するための研究を行なっている。ここでは炭素量の影響について述べることにする。炭素は少量の変化で鋼の焼入性や変態挙動に著しい変化をもたらす元素であるが、炭素量の増加は一般に靱性を低下させるとされている。

実験試料は構造用鋼として広く利用されているCr-Mo鋼を用い、炭素量は0.25%から0.45%まで変化させた。実際の焼入れでは連続的に冷却されるので、不完全焼入組織に含まれるベイナイトにはいろいろな温度で生成したものが混合していることになる。本研究ではこのようなベイナイトが、その平均の生成温度で生成したベイナイトによって代表されるとして解析を行なった。靱性の評価にはシャルピー衝撃試験における破面遷移温度を

用いた。

ベイナイトの靱性は、同一の生成温度において比較した場合、炭素量の増加とともに低下した。しかし同一炭素量のベイナイトについてみると、その靱性は生成温度の低下とともに向上した。したがって、高炭素鋼のベイナイトでも生成温度が十分に低ければ、低炭素鋼のベイナイトに匹敵するか、むしろ、すぐれた靱性を得ることが可能である。

これらの鋼を連続冷却すると、図1に示すように、炭素量の増加とともにベイナイト変態域は長時間側にだけでなく低温側にも移行する。したがって不完全焼入組織に含まれるベイナイトの生成温度は、炭素量の増加とともに低下する。各炭素量の鋼における連続冷却変態挙動から、いろいろな量のベイナイトを含む不完全焼入組織の遷移温度を求めてみると、図2のようになり、同一量のベイナイトを含む不完全焼入組織の遷移温度は炭素量の変化によってほとんど影響をうけない。これは炭素量の増加によって、不完全焼入組織に含まれるベイナイトの靱性が、炭素量の増加による低下の効果と生成温度の低下による向上の効果を受け、両者の効果がほぼ等しいためと考えられる。

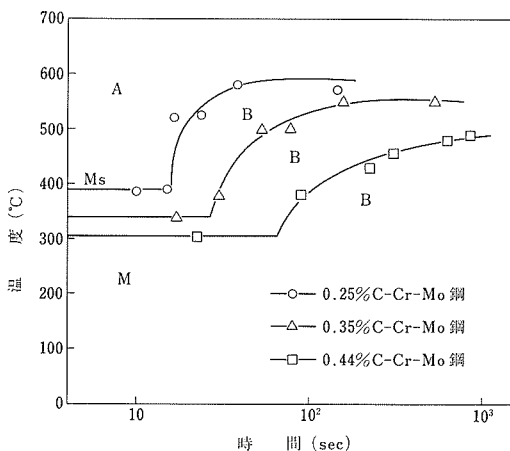


図1 Cr-Mo鋼の連続冷却変態曲線に及ぼす炭素量の影響。

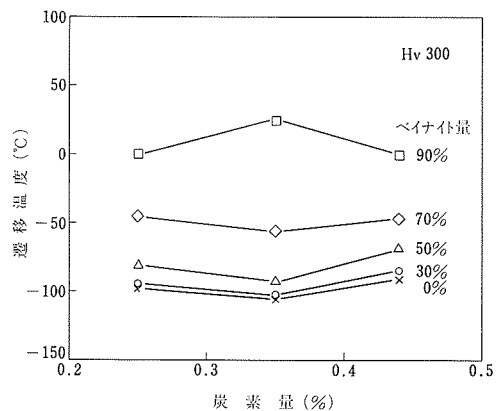


図2 いろいろな量のベイナイトを含む不完全焼入組織の遷移温度に及ぼす炭素量の影響。

1972年金材技研ニュース主要題目一覧

内 容 区 分 お よ び 題 目	No.	通巻	内 容 区 分 お よ び 題 目	No.	通巻
材料部門			ジルカロイ 2 の高温流水中の耐食性	2	158
金属の光学的性質	3	159	硫化鋅のフラッシュ製錬について	3	159
高張力鋼の脆性亀裂停止特性	3	159	銅製錬の連続化	4	160
ニオブの水素脆性	5	161	高速中性子モニターのための α 線測定装置	7	163
純タングステン単結晶の再結晶	6	162	オーステナイトステンレス鋼肉盛クラッドの応力腐	8	164
高融点金属・合金の研究	6	162	食割れ		
金属の加工硬化	7	163	固体電解質としての硫化カルシウム	9	165
原子炉用バナジウム合金	7	163	イオン電極を用いた反応速度の測定	9	165
Fe-B合金のメスバウア効果	8	164	連続製鋼技術に関する研究	10	166
原子炉用ジルコニウム合金	9	165	スラグの基礎研究	10	166
変形した鉄の転位のセル構造の形成過程	10	166	高温水蒸気中におけるジルカロイ 2 の酸化挙動	11	167
二、三の耐熱金属材料の水素透過について	11	167	加工技術部門		
NiTi など数種の金属間化合物の機械的性質	11	167	溶着金属へのガス吸収	1	157
高温圧延焼入したオーステナイト耐熱鋼	12	168	オースフォーム鋼の機械的性質	1	157
Nb ₃ Ga 新超電導材料	12	168	AlSi304, 316オーステナイト系ステンレス鋼溶接継手	2	158
強さ部門			のクリープ破断性質		
高圧下における金属材料の塑性	5	161	網目状合金層による焼結鉄の強化	4	160
金属材料の低サイクル高温疲れ特性	5	161	水中溶接法の改良	4	160
溶接部の超音波探傷とその問題点	6	162	ガス浸炭窒化法	8	164
冶金技術部門			構造用鋼の不完全焼入れ組織の靱性	12	168
金属-気相界面の反応	2	158			

1972年 外国人訪問者

昭和47年1月から12月までの当所への外国人訪問者は20か国94名(団体を含む)を数えている。これら訪問者の多くは研究施設の視察見学のみならず、当所研究員と研究課題を中心に各分野における専門的な討議などを活発に行なった。次に主な訪問者を挙げる。

2月22日	Dr.L.Ameen(The Metallurgical Research Plant, Lulea, スウェーデン)
3月9日	Dr.G.Trickほか1名(Canadian Science and Technology Mission to Japan, カナダ)
3月22日	Prof.Dr.H.Hoffmann(Universität Regensburg Fachbereich Physik, 西ドイツ)
3月27日	Mr.L.Coché(Directeur Général, Institut de Recherches de la Sidérurgie Française, フランス)
4月7日	Mr.K.Backmannほか3名(Brown Boveri & Company Limited, Research Center, スイス)
4月13日	Mr.E.Adderly(Counsellor(Scientific), Australian Embassy, オーストラリア)
4月18日	Mr.I.R.E.Jogasara(Director of Planning & Development Directorate General for Industry, インドネシア)
4月20日	Mr.J.J.Beckerほか1名(General Electric Company, Research and Development Center, アメリカ)
4月22日	Dr.J.C.Laurence(NASA, Lewis Research Center, アメリカ)
4月27日	Dr.H.S.Choi(Minister of Science and Technology, 韓国). Dr.S.J.Hahn(President, Korea Institute of Science and Technology, 韓国)
5月16日	Prof.M.Smialowski(Polish Acad.of Science, Phy. Chem. Lab., ポーランド)
5月17日	Prof.Dr.H.J.Engell(Direktor, Max-Planck-Institut für Eisenforschung, 西ドイツ)
5月18日	許廷珪博士(經濟部金属工業研究所, 台湾) Mr.G.Lagermalm(Styrelsen för Teknisk Utveckling(STU) Swedish Board for Technical Development, スウェーデン)
5月25日	Dr.G.Karsten(Gesellschaft für Kernforschung, Karlsruhe, 西ドイツ)
5月26日	Dr.J.Krugerほか1名(National Bureau of Standards, U.S.Department of Commerce, アメリカ)
	Dr.J.Bellot(Société Nouvelle des Acierie de Pompey, フランス)
5月27日	Prof.J.Mayneほか33名(5th International Congress on Metallic Corrosion 見学団, 各国)

5月28日	Prof.A.Van Haute(Instituut voor Industriële Scheikunde, Universiteit te Leuven, ベルギー)
5月29日	Dr.B.Sanyal (Defence Research Laboratory (Materials), インド)
5月30日	Mr.D.de G. Jones(Electrochemistry Department, Central Electricity Research Laboratories Leatherhead, Surrey, イギリス)
6月6日	Dr.W.Hübner(Aktiebalaget Atomenergi, スウェーデン)
6月7日	Dr.O.R.Bergmann(E.I.Du Pont Polymer Intermediate Dept.in Wilmington, アメリカ)
6月9日	Dr.M.Schorr(Institute for Research and Development, Israel Mining Industries, イスラエル)
7月13日	Prof.H.Muir(Univ.New South Wales, オーストラリア)
8月21日	Dr.H.Hieblerほか1名(Oesterreichische Alpine Montangesellschaft Technische Direktion Leoben, オーストリア)
8月22日	Prof.T.Vreeland, Jr. (California Institute of Technology, アメリカ)
9月1日	Dr.S.Ramachandran(Hindustan Steel Ltd., インド)
9月5日	Dr.E.J.Wiggins(Research Council of Canada, カナダ)
9月8日	Dr.I.Dragomia(Institutul Politehnic Facultatea de Metalurgie, ルーマニア)
9月11日	Dr.R.Kumar(National Metallurgical Laboratory, インド)
9月12日	Prof.Dr.A.Seeger(Direktor, M.P.Inst.Metallforschung, Inst. Physik, 西ドイツ)
10月4日	Prof.Dr.F.D.Richardson(Department of Metallurgy, Royal School of Mines, Imperial College of Science and Technology, イギリス)
10月6日	Dr.M.Szabo(Hungarian Rare Earth Metal Coordination Committee, ハンガリー)
10月11日	Dr.Y.D.S.Rajakapase(NASA, Ames Research Center, アメリカ)
10月24日	Dr.F.Rossi(Centro Sperimentale Metallurgico(Finsider Group) イタリア)
10月26日	Prof.Dr.J.J.Nickl(Forschungs Laboratorium für Festkörperchemie, Univ.München, 西ドイツ)
10月28日	Prof.Bénard(Ecole Nationale Supérieure de Chimie, フランス)
11月27日	Prof.Dr.B.A.Sakharovほか1名(Director of State Institute for Rare Metals(GIREMET) Corresponding Member of U.S.S.R.Academy Science, ソ連)
11月28日	Dr.Zieglerほか4名(Deutsche Delegation für Forschung und Entwicklung zur Reaktorsicherheit, 西ドイツ)

通巻 第168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)

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)