

Fig. 5. Rupture curve of 12%Cr-Mo-V-Nb heat-resisting steels.

ついて (試験片は平行部の径 6.0mm, 標点距離 30 mm), 600°C におけるクリープ破断強さを測定した。その一例を Fig. 5 に示す。

A熱処理材では, H46 に対して Co を単独添加すると, 0.3~0.6% までは, クリープ破断強さの増加を示すが, 1.5% になるとその効果は少なくなり, H46 よりは若干強い程度となる。Ni の単独添加は 1% まではあまり変化しないが, それ以上の含有によつて, かえつて低下する。Co および Ni を同時添加すると, クリープ破断強さはかなり向上する。

B熱処理材でも, 同様の添加元素の影響を示すが, Co および Ni のもの添加では, A熱処理よりもクリープ破断強さは低い。しかし試料 CoNi は A熱処理と同等の値を示し, Co および Ni の複合添加は, 低い焼入処理によつて衝撃値を高めることができ, しかも高温クリープ破断強さは低下しない。

IV. 結 言

12%Cr-Mo-V-Nb 耐熱鋼の代表的な H46 の性質におよぼす, Co および Ni の影響を試験して, つぎの結果が得られた。

1) H46 標準組成のものは, δ フェライトが多量に発生するが, Co 1.5% までの単独添加によつて, それを低減することができ, しかも 0.6% までは高温クリープ破断強さを高めることができる。

2) Ni 1% 以上の単独添加によつて, δ フェライトは消失するが, 高温クリープ破断強さは低下する。

3) H46 に Co および Ni を複合添加することによつて, δ フェライトは完全に消失し, 焼入および焼戻硬さ, 短時間強さおよび高温クリープ破断強さが, いちじるしく増加する。また衝撃値を高めるための低温焼入を行なつても, 高温クリープ破断強さの高い特長を示し, 高い衝撃値およびクリープ破断強さの要求される用途にも十分適することが分つた。

文 献

- 1) 藤田, 笹倉, 岳野: 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 597~599
- 2) E.W. COLBECK, J.R. RAIT: High Temperature Steels and Alloys for Gas Turbine, Special report No.43 (1952), The Iron and Steel Institute, p. 107~124
- 3) 芥川, 藤田: 耐熱材料研究委員会報告集, Vol. 1, No. 1, p. 17~43
- 4) P. SHAHINIAN, J. R. LANE: Iron Age, 178 (1956) 17, Oct. 25, p. 108~112.

- 5) E. L. BEDELL, T. T. RICK, D. J. BEERNTSEN: Metal progress, 84 (1963), p. 96~99
- 6) K. J. IRVINE, D. J. CROWE, F. B. PICHKELNG: J. Iron & Steel. Inst. (U. K.), 195 (1960), p. 386~405
- 7) 藤田: 鉄と鋼, 49 (1963) 9, p. 1563~1565
- 8) L. HABRAKEN, D. COUTSOURADIS: Cobalt, (1959) 2, Mar., p. 11~22
- 9) 大沢, 山田: 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 603~605
- 10) 藤田: 鉄と鋼, 49 (1963) 9, p. 1561~1563

(155) 25Cr 鋼の靱性改善に関する研究 (25Cr 鋼の研究—Ⅲ)

神戸製鋼所, 中央研究所

鈴木 章・○金田次雄・木下修司・新名英司

Study on the Improvement of Ductility in 25Cr Ferritic Steel.

(Study on 25Cr ferritic steel—Ⅲ)

Akira SUZUKI, Tsugio KANEDA,
Shushi KINOSHITA and Eiji NIINA.

I. 緒 言

フェライト系 25Cr ステンレス鋼は高温耐酸化性, 耐食性がすぐれているところから各種化学工業用熱交換器, 炉の各種部品などに広く使用されているが, この 25Cr 鋼は約 100°C 以下における延性, 靱性が劣つているため冷間加工性に乏しく, 製造上あるいは用途にも大きな制約を受けている。当所においてはこれまで 25Cr 鋼の常温衝撃抵抗の改善に関し一連の研究をおこない報告してきたが²⁾³⁾, 25Cr 鋼中の C+N 量の低減, あるいは Ti, B の添加により衝撃遷移温度を低温側に移行せしむることを確認した。これらの研究の中でも C+N をかなり減少させたコンセルアーク溶解材がもつともすぐれた結果を示した。

しかしながらコンセルアーク溶解では C 量を極端に低下させうるけれども, N 量はある限度以下に低下せしめることは困難である。したがつて真空高周波誘導溶解の適用により N 量を低下させれば衝撃遷移温度はさらに低温に移行するものと考えられる⁴⁾⁵⁾。本報では前回に引き続き 25Cr 鋼の靱性改善を目的として真空高周波溶解材と, 大気溶解で可能な範囲まで C, N を低くした状態で Ti, または B を添加した 25Cr 鋼について, 衝撃特性ならびに高 Cr 鋼の本質的な脆性の原因を検討した。

II. 供 試 材

供試材は Table 1 に示す 8 鋼種で, V は真空高周波溶解材, T1~T4, B1~B3 は Ti ならびに B の添加量をそれぞれ異にした大気溶解材である。なお比較のため ASTM A268-60, TP446 の化学成分を併記する。V は 100 kVA 真空高周波誘導炉により真空溶解 (真空度 $1 \times 10^{-2} \sim 4 \times 10^{-2}$ mmHg) をおこない 90 kg 鋼塊を溶製した。T, B は 100 kVA 塩基性高周波炉で大気溶解したが, C, N 量を極力低くするため Fe は電解 Fe, Cr は電解 Cr を使用し, Ti, B の添加はそれぞれ Fe-

Table 1. Chemical composition of materials tested. (%)

Marks	Melting method	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Ti	B	N
V	Vacuum	0.005	0.45	0.60	0.011	0.011	tr	24.84	—	—	0.006
T 1	air	0.009	0.45	0.78	0.005	0.009	tr	24.98	0.10	—	0.023
T 2	〃	0.007	0.46	0.77	0.004	0.008	〃	24.88	0.37	—	0.023
T 3	〃	0.007	0.45	0.80	0.003	0.008	〃	24.70	0.45	—	0.024
T 4	〃	0.008	0.46	0.80	0.003	0.010	〃	25.01	0.66	—	0.022
B 1	air	0.009	0.50	0.83	0.004	0.013	tr	24.84	—	0.0195	0.022
B 2	〃	0.007	0.47	0.84	0.005	0.012	〃	24.74	—	0.0365	0.020
B 3	〃	0.007	0.50	0.82	0.004	0.012	〃	24.88	—	0.0598	0.021
ASTM A 268-60 T P 446		<0.20	<0.75	<1.50	<0.040	<0.030	<0.50	23.0 ~30.0	—	—	0.10 ~0.25

Ti, Fe-B を用い、90kg 溶湯から分鋳法にて 20kg 鋼塊を溶製した。鋼塊はいずれも皮削後 20 mm ϕ , 15 mm ϕ に鍛伸して試験に供した。

III. 試験結果ならびに考察

1. 衝撃遷移温度におよぼす (C+N) 量の影響

低 C, 低 N 25Cr 鋼は全温度域でフェライト单相組織を示すが、このようなフェライト系合金の靱性は、粒界、粒内への析出物ならびに固溶している C, N が影響するものである。本実験の真空溶解材 (C+N=0.011%) と前回おこなったコンセルアーク溶解材 (C+N=0.015%) の 800°C×2 hr W. Q. 処理後の 2mm U ノッチシャルピー衝撃試験結果を Fig. 1 に示す。C 量が同一でも N 量の微量の相違が衝撃遷移温度に著しく影響することが認められる。

Fig. 2 にこれまで報告した C, N 量の異なる 25Cr 鋼の C+N 量と衝撃遷移温度の関係を示す。C+N 量の低下とともに衝撃遷移温度はほぼ直線的に低下するが真空溶解材は直線関係以上に急激に低温側に移行した。なお衝撃遷移温度は最高衝撃値の 1/2 を示す温度とした (以下同じ)。

2. Ti, B 添加が衝撃遷移温度におよぼす影響

25Cr 鋼中の N を固定するため Ti, B を添加すると、固溶 N 量は Ti 添加量に比例して減少する傾向が認められたが、B は添加量と固溶 N 量の間には明確な関係が認められなかった。衝撃遷移温度と Ti 添加量の関係は Ti 量が 0.03% の場合最低温度を示し、それ以上添加すると上昇する傾向を示す。これは多量の Ti が化合物となり結晶粒界、粒内に散在し衝撃抗力を低下せしめるものと考えられる。一方 B の添加量と衝撃遷移温度の関係は認め難く、B は Ti に比べ N の固定にあまり効果がなく反対に B 化合物の析出により衝撃特性が劣化するものと考えられる。

3. 熱処理方法と衝撃遷移温度の関係

大気溶解 Ti 添加鋼 (T4) と真空溶解材 (V) について、熱処理条件 (温度、冷却速度) と衝撃遷移温度の関係を調査した。Fig. 3 に試験結果を示す。熱処理条件は A 処理 800°C×2 h W. Q., B 処理 1100°C×2 hr W. Q., C 処理 1100°C×2 hr A. C.→800°C×2 hr W. Q., D 処理 1100°C×2 hr A. C., E 処理 1100°C×2 hr W. Q.→800°C×2 hr →600°C A. C. の 5 種類であ

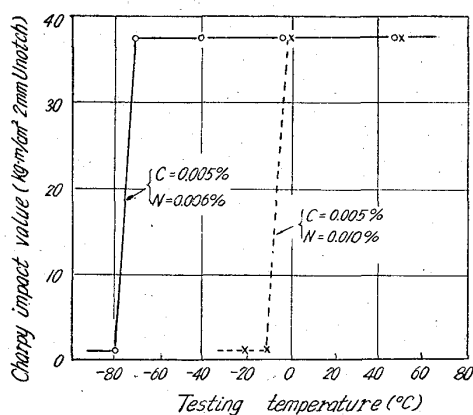


Fig. 1. Effect of testing temperature on impact value.

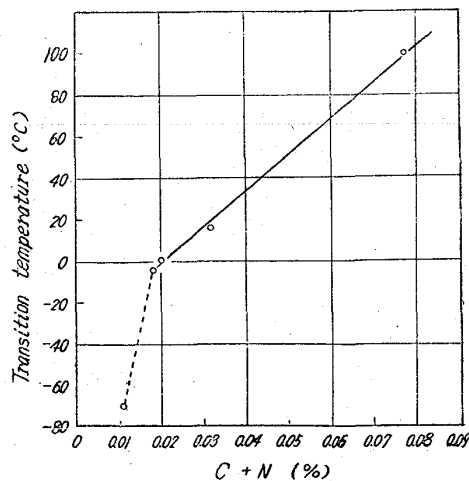


Fig. 2. Influence of C+N on the transition temperature.

る。衝撃遷移温度は大気溶解材、真空溶解材ともまったく同様な傾向を示し、A, B, C, D, E の順に遷移温度が上昇しとくに真空溶解材は熱処理方法の差異により衝撃特性が著しく相違することが認められた。25Cr 鋼は製鋼法のいかんにかかわらず加熱温度からの冷却速度の遅速に靱性値が左右され、これはとくに 800°C 以下で析出する析出物が靱性値の低下に大きく影響しているものと考えられる。本現象をさらに検討するため両供試材

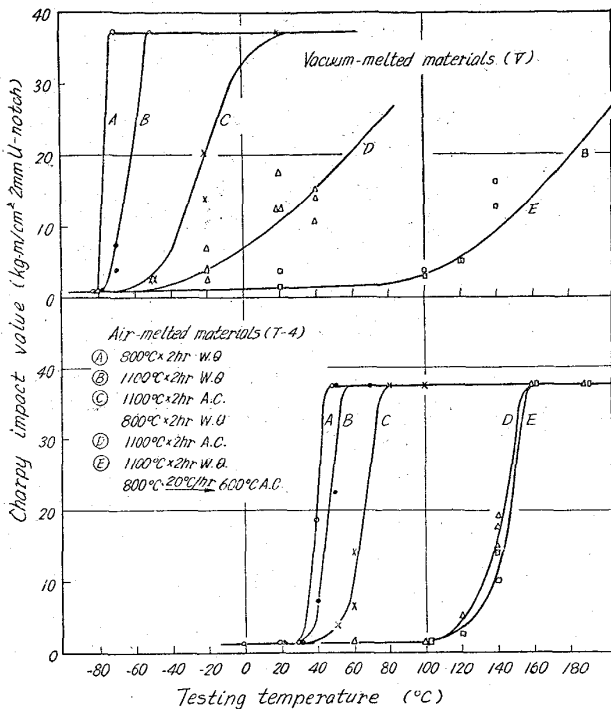


Fig. 3. Relationship between transition curve and heat treatment temperature.

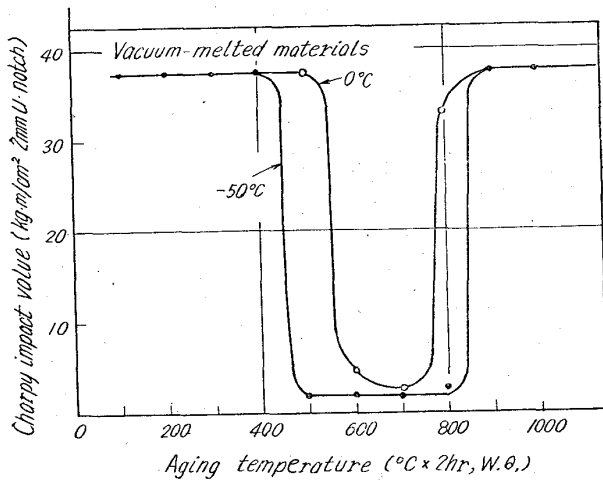


Fig. 4. Relationship between impact value and aging temperature.

(V, T4) を 1100°C × 2 hr W. Q. 処理をおこない析出物を固溶させた後、100~1000°C 間を 100°C 間隔の各温度に 2 hr 保持し W. Q. をおこなった。真空溶解材は 0°C, -50°C, 大気溶解材 (Ti 添加材) は 80°C の温度でシャルピー衝撃試験をおこなった。両供試材ともほぼ同様な傾向を示したので Fig. 4 に真空溶解材の試験結果を示す。25Cr 鋼の脆性は固溶 N が影響するものと考えられてきたが、本結果より転位が固定される低温加熱域 (100~300°C) では脆化が認められず、400~800°C の時効処理で明確に脆化を起している。この結果より極低 C, 極低 N の真空溶解材でも大気溶解材と同様に 400~800°C の温度範囲の加熱による脆化が大きく影響することが推察される。

3. 顕微鏡組織

25Cr 鋼の脆化は析出物がもつとも顕著に影響することを確認したので、加熱温度の影響 (300~1000°C × 2 hr W. Q.), 冷却速度の影響 (Fig. 3), 時効の影響 (Fig. 4) について顕微鏡組織の観察をおこなった。加熱温度の影響は大気溶解材 (Ti, B 添加材), 真空溶解材とも 800~900°C 付近からフェライト結晶粒は成長し始め真空溶解材はとくに成長度が大きく 1000°C 以上で著しく粗大化する。冷却速度ならびに時効の影響については空冷などの比較的冷却速度のおそい場合および時効処理 400~800°C では粒界に析出物が凝集しているようで、これらが衝撃特性を低下させているものと考えられる。

4. 常温引張試験

真空溶解材ならびに Ti 添加大気溶解材の各鋼種について JIS 4 号 9.9mm φ にて引張試験をおこなった結果、T4 (0.66%Ti) の 1100°C × 2 hr A. C. のもののみ伸び、絞りなどの延性値はかなり低い値を示したが、そのほかは熱処理方法のいかにかわらず伸び、絞りなどの延性値はいずれも高い値を示し、引張試験のような低速試験では十分な延性値を示す。各供試材の引張強さは真空溶解材, Ti 添加大気溶解材とも ASTM TP446 規格に若干低いが、耐力, 伸び, 絞りは規格を十分満足することが認められた。

IV. 結 言

フェライト系 25Cr 不銹鋼の常温衝撃値の改善は C, N などの侵入型元素を真空溶解により極端に低くすれば衝撃遷移温度は -70°C まで低下し、大気溶解材でも C, N を低くし、さらに Ti を添加すれば衝撃遷移温度は 10°C に低下し常温で靱性のすぐれた安定な 25Cr 鋼がえられることを確認した。さらに 25Cr 鋼の脆化の本質的なものは 400~800°C 間の加熱に起因する析出物が影響していることが推察される。

文 献

- 1) 西原, 金田, 日浦: 鉄と鋼, 47 (1961) 3, p. 546
- 2) 西原, 中野, 金田, 新名: 鉄と鋼, 48 (1962) 3, p. 635
- 3) J. J. HEGAR: Steel, 123 Oct. 25 (1948), p. 71
- 4) W. O. BINDER and H. W. SPENDELOW: Trans. Met. Soc. Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., (1951), p. 759
- 5) T. L. HAN and F. L. CARR: Vacum Metallurgy, (1955), p. 35
- 6) T. H. MOORE: J of metals, Des (1954), p. 1368