

誌上討論

(論文) 原子力製鉄用 Ni-Cr-Mo-W 系耐熱合金の諸特性

行俊照夫・榎木義淳・吉川州彦
鉄と鋼, 65 (1979) 7, p. 994

【質問】

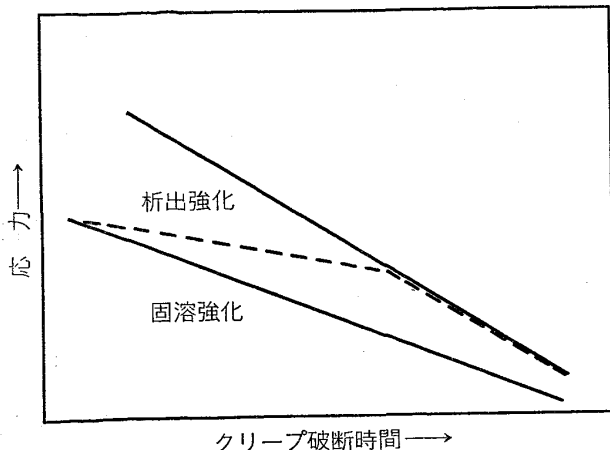
日立金属(株) 渡辺 力蔵

1) 3.1.3 クリープ破断特性の項で低 Cr (10%, 15%) 合金ではクリープ破断強度が低いとの記述がありますが, その理由として, (1) C のレベルが 0.07% と高く, M_6C 型炭化物が多くなること, (2) 固溶化温度が 1250°C とこの系の合金としては低すぎたことが考えられます。したがってこれらの点がなければ必ずしも低 Cr 合金でクリープ強度が目標を達成できないことはないと思いますが, この点に関する御見解をうかがいたい。

2) Fig. 8 の縦軸は残渣中の Cr, Mo および W の含有率なのでしょうか, それとも全体の合金中における Cr, Mo および W のうちの縦軸に示した分だけが残渣中に含まれているという意味でしょうか。もし後者の意味なら Ni はどうなっていますか。

3) Fig. 9 および 10 で 900°C 時効の場合, 5Mo+10W, 10Mo+5W および 10Mo+10W では 20Cr 系で α -W が析出し, 25Cr 系で α -W が析出しないという通常の場合と逆な結果になっていますが, この理由を御教示下さい。

4) Fig. 13 で 0.03C 材は勾配がゆるやかなために長時間側で有利になると判断されているようですが, 下図のように長時間側で折れ曲がることは考えられないでしょうか。すなわち低 C 材は図中点線で示したように, 短時間側ではまだ析出が起らないために固溶強化の線に近いが, 長時間側になるにつれて析出が進行し, した



低 C 材のクリープ破断時間-応力曲線の折れ曲がりの機構を示す概念図

いに析出強化を加えた線に近づいていき, 析出が十分生じたのちは析出強化の線と一致するという機構です。このようなことが起こるとすれば, 短時間側の勾配だけから長時間側の寿命を推定することはできず, 低 C 材がよいと単純に判断することはできないと思います。私たちの経験では, この種の合金系では低 C 材にこのような折れ曲がりが見られることが多いようで, 試験中に析出が生ずるような材料の長時間強度は, 析出による強化が十分飽和に達したあとの勾配で判断すべきであると考えています。

【回答】

住友金属工業(株) 榎木 義淳

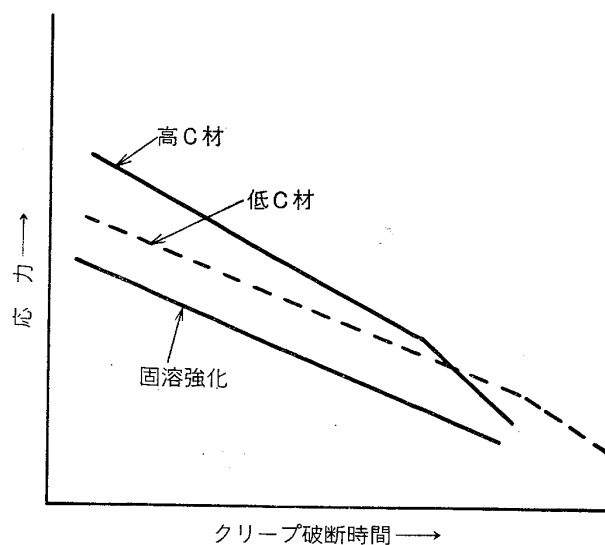
1) 本論文に筆者らが言及しているように本 Ni 基合金の強度におよぼす固溶, 析出強化機構については次のように考えています。すなわち低 Cr 合金において, 高いクリープ破断強度を得るためには多量の Mo, W 量を添加する必要があることが Fig. 12 の合金設計結果からもわかりますが, このように Mo, W を多量添加すると今回の C レベル, 溶体化条件では未固溶の M_6C 炭化物や α -W が多く認められます。これらはクリープ破断強度の改善には寄与せず, また結晶粒成長が抑制されるため, 高温強度効果は小さいと考えられます。このような合金については溶体化温度を上げて未固溶の M_6C や α -W をいつたん固溶させれば結晶粒成長が見られ, さらに時効中に微細な α -W を析出し破断強度が改善されることは十分考えられます。以上より, 御質問の C レベルの影響, 溶体化温度の影響は当然あり得ると考えますが, 低 Cr 系で 2, 3 の合金について溶体化温度の影響を検討した結果では目標強度を達成するものは得られておりません。

2) Fig. 8 の縦軸の意味は御質問の后者に該当します。すなわち縦軸の意味は合金中における析出物として結びついている Cr, Mo, W 量であり, 例えば 20Cr-10Mo-10W 合金 (Cr+Mo+W=40%) の場合の縦軸の値が 5% であるとする, 析出物として結びついている Cr+Mo+W 量が 5% で, マトリックス中に固溶している Cr+Mo+W 量が 35% ということになります。従って析出物として結びついている Ni 量についても表示すべきですが, 今回蛍光 X 線による抽出残渣の定量に用いた試料では電解面積が少なく, Ni の分析精度が $\pm 0.5\%$ であり, 他元素に比較して精度がかなり劣るために, ここでは Ni の分析は除外しました。しかし, Ni が析出物中に明らかに含まれると判定される合金もあることから, 大村ら¹⁾も報告しているように析出物として結びついている Ni が存在することは考えられます。

3) Ni-Cr-W 3 元系合金での α -W の固溶限につい

ては一般に Cr 量の増加に伴い α -W の固溶限が減少することが報告されており、筆者らも同様のデータを得ております。Fig. 9, Fig. 10 は 25Cr, 20Cr 合金の抽出残渣の X 線解析結果を示したものであり、Ni-Cr-W 3 元系合金で Cr 量の影響が特に認められなかつたのは本論文中で考察したとおりで、20% 以上の高 Cr 系になると α -W の固溶限の変化率が小さくなることが考えられます。Mo, W を複合添加した合金系での α -W 固溶限と Cr 量との関係についての報告はないが 900°C 加熱材の場合に 25Cr 系より 20Cr 系のほうが α -W の固溶限が減少する結果が得られており、Ni-Cr-W 3 元系合金で一部報告されている結果と異なる結果になっています。Fig. 9, Fig. 10 は α -W の X 線強度を無視して表示しているために 20Cr 系と 25Cr 系とで明らかな差があるという結果になっていますが、20Cr 系の 900°C 加熱材で同定された α -W の X 線強度を比較しますと 20W, 5Mo-20W では ss (非常に強い) であるのに対し、10Mo-10W では w (弱い)、そして 5Mo-10W, 10Mo-5W では ww (非常に弱い) で、後者の 3 合金で同定された α -W 量は極めて少ないという結果になっています。従つて抽出残渣 X 線解析の精度上の問題はあると思われませんが、25Cr 系では上記 3 成分系で α -W 析出が全く同定されていないことから、Ni-Cr-Mo-W 4 元系では Ni-Cr-W 3 元系と異なつた挙動を示すことも考えられます。しかし現時点では明らかでなく、この点については α -W の固溶限変化率の多い低 Cr 系での検討も行うことにより確認したいと考えています。

4) 1000°C における析出挙動を考える場合は低温側挙動と異なり、ごく初期にほとんど析出が完了することを筆者らは残渣定量の時間的変化により確認しています。いま高 C 材と低 C 材を比較すると、下図のクリープ



クリープ破断曲線の概念図

破断曲線の概念図に示すように短時間側では前者は後者よりも微細析出量が多いため後者よりも強度が高いが、長時間側に移行するに伴い析出物の凝集粗大化が進行し、また析出物生成によるマトリックス中の固溶強化合金元素量の減少も考えられ強度が低下し、場合によってはクリープ破断曲線が低応力側に折れ曲がることもあります。後者の場合は析出量が少ないため凝集粗大化の進行が遅く強度変化も小さい。すなわちクリープ破断曲線の勾配がゆるやかになり、高 C 材と低 C 材のクリープ破断曲線が交差し、長時間側ではむしろ後者のほうが高強度を示すことを本論文における合金 A で確認しています。

文 献

- 1) 大村泰三, 佐平健彰, 迫ノ岡晃彦, 米沢 登: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1363