

一処理材との比較検討を行なった。25Cr-4Ni-1.5Mo 鋼においては特に σ 相脆性が顕著であり 750°C~850°C に 30mn 保持したのみで急激な衝撃値の低下および T. S., Y. S. H_R の上昇が認められ、これは冷間加工直後において特に著しいが、475°C 脆性および高温脆性は短時間保持においては認められなかった。一方 25Cr 鋼においては 475°C 脆性および σ 相脆性については 25Cr-4Ni-1.5Mo 鋼と略同様であるが、高温脆化が顕著であり 900°C 以上の温度に保持することによつて急激な衝撃値の低下が認められた。各試験片に対するマイクロ試験の結果では 25Cr-4Ni-1.5Mo 鋼の 750°C~950°C 30mn 保持機においては粗大な σ 相の析出が顕著であつた。また 25Cr 鋼においては 900°C 以上の処理材における結晶粒粗大化が著しい。また両鋼にける衝撃値は何れも水

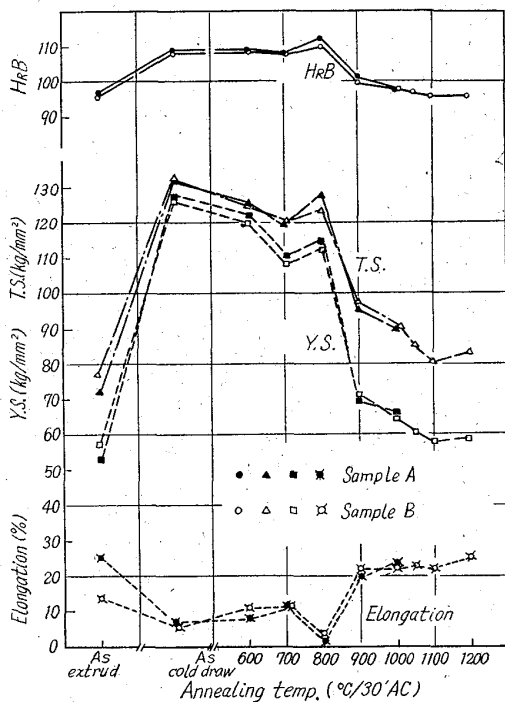
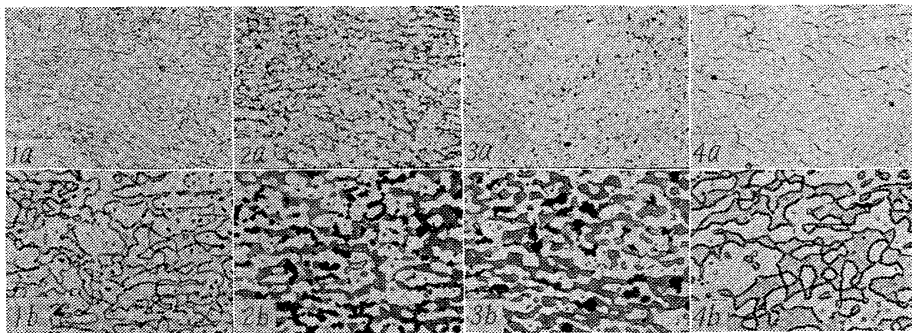


Fig. 3. Tensile properties and hardness of 25Cr-4Ni-1.5Mo stainless steel.



a: Etched by 10% CrO₃ solution, b: Etched by modified murakami's solution
 1: 700°C/30' Ac treatment (Ferrite+Austenite).
 2: 800°C/30' Ac treatment (Ferrite+Austenite+ σ).
 3: 900°C/30' Ac treatment (Ferrite+Austenite+ σ).
 4: 1000°C/30' Ac treatment (Ferrite+Austenite).

Photo. 1. Micro structure of 25Cr-4Ni-1.5Mo stainless steel at fore aging temp.

冷処理を行なうことにより若干改善される。Fig. 2 に両鋼の衝撃試験結果を、また Fig. 3 に 25Cr-4Ni-1.5Mo 鋼の各温度における機械的諸性質を示した。Fig. 4 は 25Cr-4Ni-1.5Mo 鋼の各温度における組織を示す。なお溶接性および耐磷酸性については目下実験中であるため本稿においては割愛する。

IV. 結 言

25Cr-4Ni-1.5Mo 鋼鋼管の試作および諸特性の検討を行ない次の結果を得た。a) 本鋼の熱間加工性は良好であり熱間押出によつて容易に製造可能である。b) 本鋼管は良好な冷間加工性を有しかつすぐれた二次加工性を有している。c) 本鋼は 750°C~850°C において容易に σ 相を析出し脆化するが高温脆性は顕著でない。また短時間における 475°C 脆性は認められない。d) 25Cr 鋼および本鋼の衝撃値は水冷することによつて若干向上する。e) 耐磷性および溶接性については目下実験中であるため本予稿においては割愛する。

669.14.018.44 & 669.141.25 & 669.15'24'
 26-194 & 669.822 & 539.4
 (162) 28Cr-15Ni 耐熱鋳鋼の機械的性質
 におよぼす U の影響 63352

太平洋金属工業

工博 井上繁弘・土屋 隆・○松本洋祐

Effect of Uranium on Mechanical Properties of 28Cr-15Ni Heat-Resistant Cast Steels.

1569~1571
 Dr. Shigehiro INOUE, Takashi TSUCHIYA and Yosuke MATSUMOTO.

I. 緒 言

近年、濃縮U原子炉燃料生産の副産物として蓄積されつつある劣化Uの利用開発に関する研究の一環として、Uの合金元素としての機能に関心が向けられている。

本実験では 28Cr-15Ni 耐熱鋳鋼に 0~0.5% の U を添加した場合に、常温および高温における機械的性質、並びに高温クリープ破断強さにどのような影響が現われるかを調査し、併せて顕微鏡組織上の変化を検討したので、その結果を報告する。

II. 試 料

まず 500 kg 高周波誘導炉において、返り材 50% 新材 50% の配合により、28Cr-15Ni 鋼 300 kg を実際操業的に Mn, Si で最終脱酸して溶製し、これから溶湯約 5 kg ずつを実験用小型誘導炉に移して大気中で 1480~1500°C に昇温し、予め 110°C で乾燥した所定量のフェロウラン (88%U) を 0.35mm 厚の 18-8 ステンレス薄板に包み、これを 18-8 ステンレス棒の先端にはさんで添加し、2mn 間保持後、ASTM-B 190 規定の試験片採取用砂型鋳塊に鋳込んだ。

このようにして得た含 U 28Cr-15Ni 鋼は 15 チャージで、U 含有率は、0, 0.05, 0.08, 0.13, 0.25, 0.5% の 6 段階とした。

これらの鑄塊から押湯部を除いた 30φ×240l の本体に対して鑄造歪みを除去する目的で、1100°C×1h→W.Q. の熱処理を行なった後、引張り試験片、クリーブ破断試験および顕微鏡試料などを採取した。

U 以外の成分は 0.35% C, 1.3% Si, Mn, 28% Cr, 15% Ni とした。

III. 実験結果

1) U の歩留および偏析

U の歩留はチャージ毎にかなりのバラッキが見られたが平均約 40% であつた。

その他の U は炉壁に融着したスラグの分析から、約 45% がスラグ中へ行き、残りの 15% が塵埃その他となつて飛散したものと推定される。

なおスラグの中には金属状の融着物がかなり混在していた。

U の重力偏析は凝固速度の早い小鑄塊のため明らかなものが認められなかつた。

2) 常温引張り試験

常温において引張り試験を行なった結果は Fig. 1 に示す通りで、U 含有率の増加に伴ない引張り強さ、耐力は共にかなり増大し、0.3% U 以上ではその増大の度合は少なくなつてゐる。

伸びも U の添加によつて大きくなり、0.25% U ではほぼ平衡に達する。

3) 1100°C における引張り試験

1100°C において引張り試験を行なった結果を Fig. 2

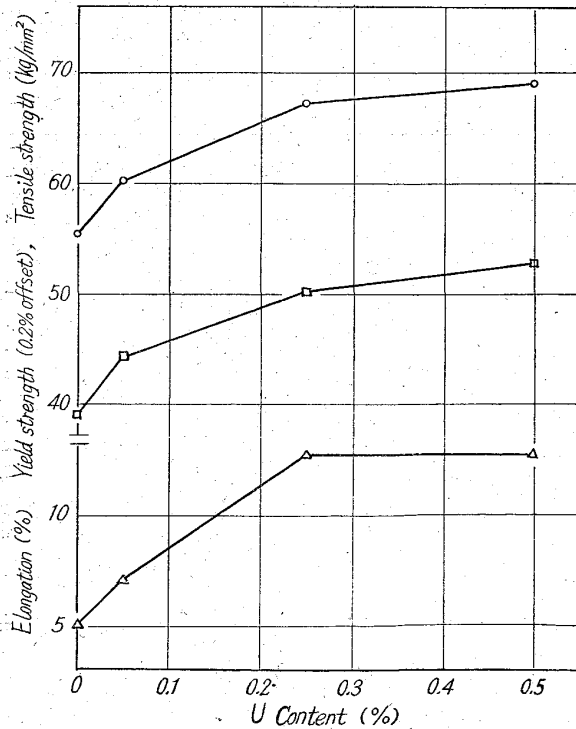


Fig. 1. Effect of uranium on mechanical properties of 28Cr-15Ni cast steels at room temperature.

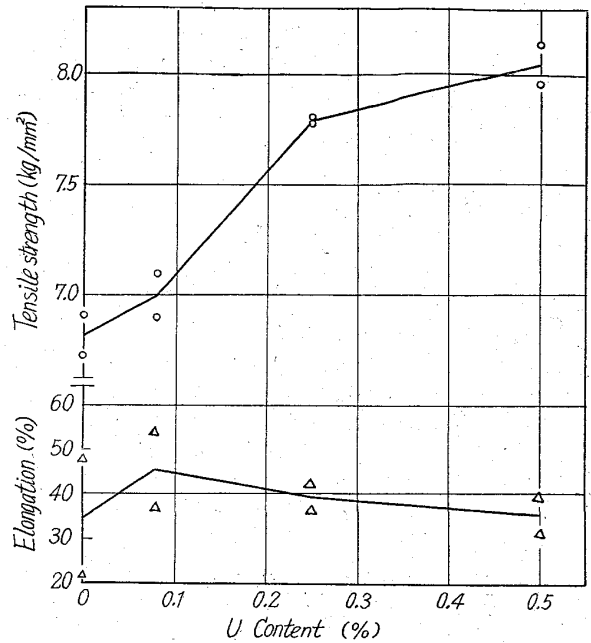


Fig. 2. Effect of uranium on tensile strength and elongation of 28Cr-15Ni cast steels at 1100°C.

に示す。

この場合も引張り強さは U 含有率の増加とともに増大し、その度合は U 含有率の増加に伴ない漸次減少して行く。

伸びは低 U 量側でバラッキが大きく U 添加による影響は明らかでない。

4) 1100°C におけるクリーブ破断強さ

U 含有率 0, 0.08%, 0.25, 0.50% の 4 種の試料について、1100°C におけるクリーブ破断試験を行なった結果は Fig. 3 に示す通りで、この場合の応力は 1.8, 1.5, 1.2 kg/mm² の 3 段階を採つた。

Fig. 3 によれば、明らかに U 含有率の増加に伴なつてクリーブ破断強さは大きくなっていく。0.5% U の添加により U なしの場合に比較して、破断時間で 3~5 倍の強度増加となる。

なお、破断伸びも U の添加によつて大きくなる傾向を示した。

5) オーステナイト素地の硬さ

U の添加によつて、オーステナイト素地が強化されるものであるかどうかを見るために、マイクロ・ピッカー硬度計により素地の硬さを測定した。その結果は Fig. 4 に示されている通りで、素地の硬さは U 含有率の増加に伴なつてほぼ直線的に大きくなっていくのがわかる。

すなわち U はオーステナイト素地への固溶によつて、素地の強化に役立つているものと思われる。

なお、顕微鏡組織を観察すると、U の添加に伴なつて U カーバイドではないかと考えられる比較的 massive な晶出相が不連続的に現われ、U 含有量の増加につれてその量は増してくる。

IV. 結 言

以上の実験結果を要約すれば次のごとくである。

- 1) 添加 U の歩留は平均約 40% であつた。これを更

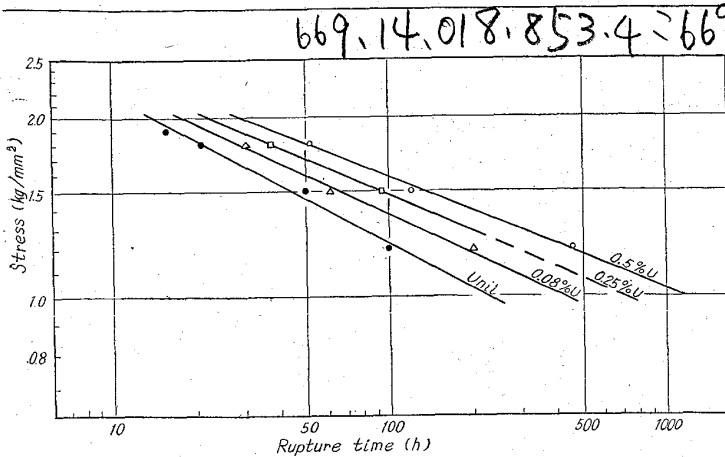


Fig. 3. Effect of uranium on creep rupture strength of 28Cr-15Ni cast steels at 1100°C.

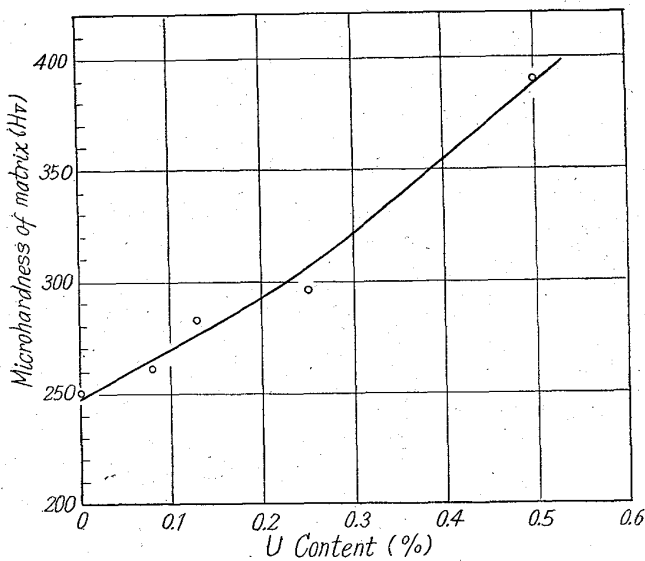


Fig. 4. Effect of uranium on microhardness of 28Cr-15Ni cast steel matrix.

に向上させるには、U 添加前の Al などによる脱酸の強化および添加後の攪拌などに留意する必要があると考えられる。

2) 常温における引張り強さ、耐力は含U量の増加に伴って増大し、靱性も改善される。

3) 1100°C における引張り強さも U 含有量の増加とともに向上する。この場合の U 添加による伸びの影響は明らかでない。

4) 1100°C におけるクリープ破断強さは含U量が増す程大となり、0.5% U 添加で破断時間にして 3~5 倍の改善が見込まれる。

破断伸びも U の添加によつて大きくなる傾向を示す。

5) 添加 U の一部はオーステナイト素地に固溶されて素地を強化していると思われる、このことが常温および高温の強度改善に役立つ一つの原因と考えられる。

669.14.018.853.4 = 669.1524'26-194 = 620.193.46:546

817-31 = 669.014.6
 (163) 弁用耐熱鋼の酸化鉛耐食性におよぼす合金元素の影響について 63353

特殊製鋼 工博 日下 邦男
 ○山崎 光雄

Effect of Alloying Elements on the Corrosion Resistance of Exhaust Valve Steels to Lead Oxide. 1571~1573

Dr. Kunio KUSAKA
 and Mituo YAMAZAKI.

I. 緒 言

排気弁用耐熱鋼としては高温強度の十分大きいことと同時に、作動温度における酸化や腐食の少ないことが要求される。とくに最近では自動車エンジンにおいて、高い圧縮比と高オクタン価のガソリンが使用される傾向にあるので、バルブ作動温度も上昇し、酸化鉛による高温腐食が著しく促進される場合が生ずるようになった。したがって排気弁用耐熱鋼の高温燃焼生成物に対する耐食性ならびに耐食性におよぼす合金元素の影響を明らかにして、より高性能の材料を開発していく必要がある。

従来用いられていた SEH 4 耐熱鋼は耐酸化性は良好であるが、酸化鉛による腐食を受けやすく高温強度も比較的低いので、数年前より N を 0.4% 添加した低 Si の 21-4N 鋼がこれに代つて使用されるようになった。またこのほかに 21Cr-12Ni 鋼, 20Cr-10Ni-2Mo-0.01B-0.2P 鋼なども排気弁用として現在ひろくもちいられているので、これら排気弁用鋼の酸化鉛耐食性をしらべ、さらに耐食性におよぼす合金元素の影響について実験を行なつたので報告する。

II. 実験結果

供試材としては 100 kg 鋼塊より 30mm 角および 8φ に圧延したもの、および 600 g の小鋼塊を 15mm 角に鍛造したものを使用した。酸化鉛腐食試験としては、外径 51, 内径 44, 長さ 150mm のアルミナ・ルッポ (SSA) 中にて 200 g の PbO を溶融せしめて 916°C に保持しておき、この中にあらかじめ 916°C に加熱した 7φ×30 または 12φ×12 試片を浸漬させ、30mn 加熱後とり出して空冷し、表面に付着している PbO を除去して腐食減量を求めた。なお供試材の一部を Table 1 に示す。

(1) 浸漬時間の影響

PbO 腐食時間の影響を求めるために CRK 22, および CRK 21 を 1150°C×1h W. Q. 750°C×6h 処理後 7φ×30 試片を作成して、10mn, 20mn, 30mn, 60mn 溶融 PbO 中に浸漬して腐食減量を求めたが、浸漬時間の影響は殆んどみとめられなかつた。よつてわれわれは 30mn 保持を標準として実施した。

(2) 試験温度の影響

21-4N 鋼系の Si を変化せしめた 3 種の試料を用いて、1150°C×1h W. Q. 750°C×6h 時効処理後 7φ×30 試片を作成し、916°C, 1000°C, 1050°C の PbO 中に 30mn 浸漬して腐食減量を求めた。腐食減量は試験温度