

化を Fig. 4, Fig. 5 に示す. Fig. 3 は C 量の影響で圧延のままでは硬度は Hv 350~420 に達し, C 量の高いものほどその初硬度は高い. 時効により 700°C では 1~30hr くらいまでは加工歪の回復による硬度低下が主なようで, 炭化物の析出あるいは凝集による硬度変化は認められず, 初硬度の高いものほど高いようである. 100hr 以上では炭化物の凝集が始まるようで C 量の高い S6 の硬度低下はいちじるしく, 300hr では大体破断強度の強いものほど硬度は高い. 750°C ではより顕著にその傾向が現われ破断強度の強い順序の硬度も高くなり, この系統の試料では硬度から破断強度を類推することも可能であるようである.

Fig. 5 は Ti 量の影響を示す.

C の場合ほどはつきりした差はなく 700°C ではほとんど破断強度との関係はなく, 750°C でも最も強いはずの S3 の硬度が S7 および S8 よりも低く, 硬度と破断強度との関係はあまり認められない.

この耐熱鋼は加工後の 600°C および 650°C の時効で 3hr くらいまでは, 硬度が初硬度より逆に高くなるという現象が観察された.

IV. 結 言

15%Cr-12%Ni 系オーステナイト耐熱鋼の破断強度におよぼす C と Ti の影響について調べたが, これを要約すると次のごとくになる.

(1) 破断強度をもつとも高くする C および Ti の添加量はおのおの, 0.2~0.3%, 0.5~0.8% 程度が適量で Ti/C 比で 2~3 である.

この適量の C および Ti の添加により TiC が析出し, 破断強度をいちじるしく増加させると考えられる.

(2) 溶体化処理後加工硬化させた試料の時効による硬度と破断強度との関係を求めたが, C の影響のものについてはかなりよく一致するが, Ti の影響についてはほとんど関係が認められなかった.

(3) 溶体化処理温度を高めると破断強度をかなり高めるが, 破断伸びをいちじるしく減少させる. したがってあまり溶体化処理温度を高めることはできず, 1150°C 附近が適当である.

文 献

- 1) 藤田他, 鉄と鋼, 50 (1964), p. 209~210

669.152426-1943:669.14018.85
(157) 25Cr-20Ni 耐熱鋼の諸性質におよぼす C の影響

(25Cr-20Ni耐熱鋼の研究-I)

太平金属工業

工博 井上 繁弘・土屋 隆

○松本 洋祐

Effect of C on the Properties of 25Cr-20Ni Heat Resisting Steels. pp1995~1998
(Study on 25Cr-20Ni heat resisting steels-I)

Dr. Shigehiro INOUE, Takashi TSUCHIYA and Yosuke MATSUMOTO

I. 緒 言

25Cr-20Ni 耐熱鋼は, 850~1100°C の温度範囲で

すぐれた高温強度をもっているため, 最近, 鉄鋼の熱処理炉用ラジアントチューブ, ファーネスロール, トレイおよび石油化学工業用の反応管などとして最も広く使用されている耐熱鋼の一つとなっている.

ところで, その機械的性質, ことに高温強度は化学成分および製造条件によつて著しい影響をうけるようであり, これらのうちで化学成分に関しては, C が高温強度を最も大きく左右する合金元素の一つであると報告されているが, 不明な点が多く, また製造条件の影響についての報告はほとんど見当たらない.

本実験では, C 量を変化させた砂型鑄物, 金型遠心鑄造材さらには鍛造材について, 常温と高温の機械的性質ならびに高温クリープ破断強さなどに対する C の影響を, 顕微鏡組織の観察を加えながら検討し, あわせて上記三種の製造条件による諸性質の相違を検討したので, その結果を報告する.

II. 供 試 材 料

高周波誘導炉で 500kg の 25Cr-20Ni 鋼を溶製し, これに炭粉を添加して C 量を 5 水準に変化させ, 各 C 水準について約 1500°C で ASTM-B-190 引張り試験片採取用砂型鑄塊を鑄造する一方, 高 C 側の 3 水準に対して金型遠心鑄造管 (186φ×156φ×715l) を約 1480°C の鑄込温度で作製, また高低 C の 2 種を除いた 3 水準について約 1550°C で 70 □ の金型鑄塊を鑄造した. このうち金型鑄塊は, おのおのについて 1080~960°C で 50φ と 30φ に鍛伸して鍛練比 2.5 と 7 の鍛造材とした.

各材料の化学成分を Table 1 に示す. 表中, 試料記号 KC, KP, KF, はそれぞれ砂型鑄物, 金型遠心鑄造管, 鍛造材を表わす.

砂型鑄物と遠心鑄造材は鑄放し状態で各試験片を採取し, この際遠心鑄造材試験片の引張り方向は管の長さ方向とした. 鍛造材は, 結晶粒度調整の目的で約 25~30φ の状態で 1100°C × 1hr → A.C. の処理を行なった後, 各試験片を切削した.

III. 試験結果ならびに考察

(1) 顕微鏡組織

鑄放し状態の砂型鑄物の組織には, KC-1 を除いて, 共晶炭化物が interdendritic な網目状をなして存在し, その量は C が増すほど多く, 形状はより massive なものになっている. ただ KC-2 では, 細かい共晶炭化物がかたまつて存在し断続的な網目状を呈する傾向がある. KC-1 には massive な相が存在するが, これは村上試薬でかすかに輪郭はでるが炭化物とちがつて着色されず, ミクロ硬さ測定によると Hv=230 (全体の約 2/3), 680 の 2 種の存在が確かめられる. したがって KC-1 にはフェライトと σ 相が共存していると判断される. 800~980°C で時効すると KC-1 では σ 相が析出し, 他は高 C ほど多量に二次炭化物の粒内析出がみられる. Photo. 1(a)(b) にそれぞれ KC-1, KC-3 の顕微鏡組織 (鑄放し) を示す.

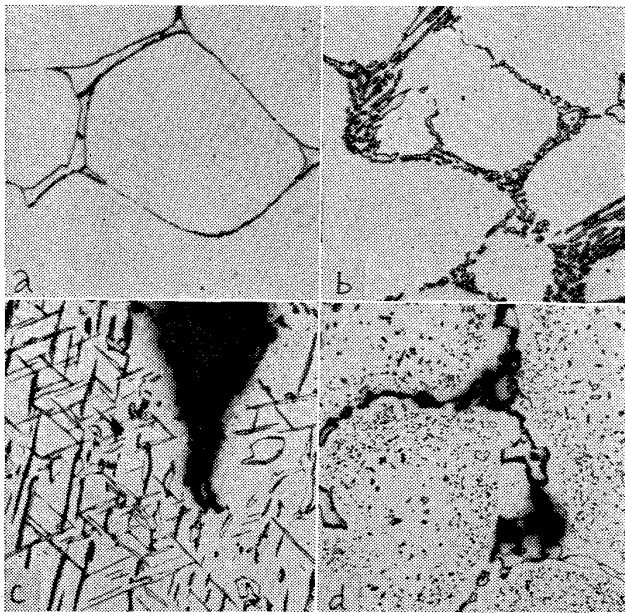
遠心鑄造材の組織は 3 種とも同様の組織を示し, 共晶炭化物が網目状に存在する. 砂型鑄物と異なる点は, 管の表面部がチル組織を示すこと, 全体に共晶炭化物が細かく分布する傾向のあることである.

鍛造材では炭化物が細かく砕かれていて, その量は C

Table 1. Chemical composition of specimens

No. of specimen*	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
KC-1	0.05	1.12	1.11	0.010	0.002	25.31	20.47	0.05	0.022
KC-2, KF-12 KF-22	0.27	1.04	1.11	0.011	0.003	25.33	20.37	0.06	0.034
KC-3, KF-13 KP-3, KF-23	0.47	0.95	1.07	0.013	0.004	25.17	20.60	0.06	0.058
KC-4, KF-14 KP-4, KF-24	0.75	0.84	0.99	0.014	0.004	25.29	20.58	0.05	0.058
KC-5, KP-5	0.95	0.89	0.98	0.012	0.005	25.19	20.17	0.05	0.058

*) KC; Sand mould casting, KP; Centrifugal metal mould castings, KF; Forgings, Forging ratio=2.5 (KF-12~14) and 7 (KF-22~24)



(a) KC-1: As cast.
(b) KC-3: As cast.
(c) KC-1: Ruptured after 749hr at 982°C and under 1kg/mm²
(d) KC-3: Ruptured after 2.432hr at 982°C and under 1.8kg/mm²

Photo. 1. Microstructures of 25Cr-20Ni steels. Etched electrolytically by 10% chromic acid. $\times 550$

の多いほど多い。

(2) 常温の機械的性質

常温での引張試験ならびに硬さ試験結果を Fig. 1 に示す。

まず砂型鑄物では (Fig. 1-a), 引張り強さは 0.05% C で最も低く, 0.27% C で最大となり, 0.47% C ではやや低くなり, それ以上の C 量ではほとんど変わらない。降伏点 (0.2%) は C が多いほど大となる。弾性限 (0.02%) も同じ傾向をもつが 0.27~0.95% C ではほとんど同じ値となる。伸び, 絞りは C の増加につれて著しく低下し, 硬さは逆に増大する。降伏点とちがって引張り強さが 0.27% C で最大となるのは, これ以上の C 量ではよく伸びないままに破断に到るためと考えられる。

0.47~0.95% C の遠心鑄造材では (Fig. 1-b), 引張り強さ, 弾性限はほとんど変わらず, 降伏点が C 量の多いほどいくらか大きくなる。伸び, 絞りは C の増加につれ

て低下し, 硬さは上昇する。

鍛造材では (Fig. 1-c), 0.27~0.75% C で引張り強さ, 降伏点が C が多いほど大きく, 弾性限は C 量に無関係にほぼ一定である。伸び, 絞りは C の増加によつて低下し, 硬さは逆に高くなる。

Fig. 3(a) に常温の衝撃試験結果を示した。衝撃値は伸び, 絞りと同じ傾向をもち, いずれの材料も C の増加にしたがつて低下するが, 材料間では砂型鑄物と遠心鑄造材ではほとんど同じ値を示し, 鍛造材はこれらより大きく, しかも鍛錬比の大きいほど耐衝撃性がすぐれていることを示している。

(3) 高温の機械的性質

871°C (1600°F) および 982°C (1800°F) における引張り試験結果を Fig. 2 に示す。引張り強さは, いずれの材料も C が多いほど大きくなる傾向を示す。材料間では, 871°C の引張り強さは鍛造材, 遠心鑄造材, 砂型鑄物の順で大きい, 982°C でこの順序は遠心鑄造材, 鍛造材, 砂型鑄物の順となり, 鍛造材の温度上昇による引張り強さの低下が他に比べて著しい。伸びは全体に大きい砂型鑄物において (Fig. 2-a) 0.27% C (KC-2) でいずれの温度でも極小となる点が特異に思われる。KC-2 の破断後の組織を見ると, 他の試料とちがって前述した細かい共晶炭化物のかたまりにクラックの発生が認められる。KC-2 の伸びが低いのは, 応力集中を起しやすい組織上の原因によるものであろう。遠心鑄造材, 鍛造材では, 伸びは C の増加によつてほとんど変わらないかやや低下する。

Fig. 3(b) は砂型鑄物について 980°C で衝撃試験を行なった結果である。まず, 鑄放しの状態では, 常温の場合 (Fig. 3-a) と同様に C の増加につれて衝撃値は低下していくが, 全体に常温よりは値が大きい。980°C \times 500hr および 1000hr 時効のものは鑄放しのものと傾向は同じであるが, 0.27% C を除いて衝撃値が低下し常温の値と同程度となる。0.05% C では σ 相の析出, 0.47~0.95% C では二次炭化物の粒内析出がその原因と考えられ, 0.27% C では二次炭化物の析出が少ないために, 時効の影響があまりないものと思われる。

(4) クリープ破断強さ

Fig. 4 に 982°C における各材料の応力-時間曲線を示す。

砂型鑄物の破断曲線は Fig. 4(a) に示すとおりで,

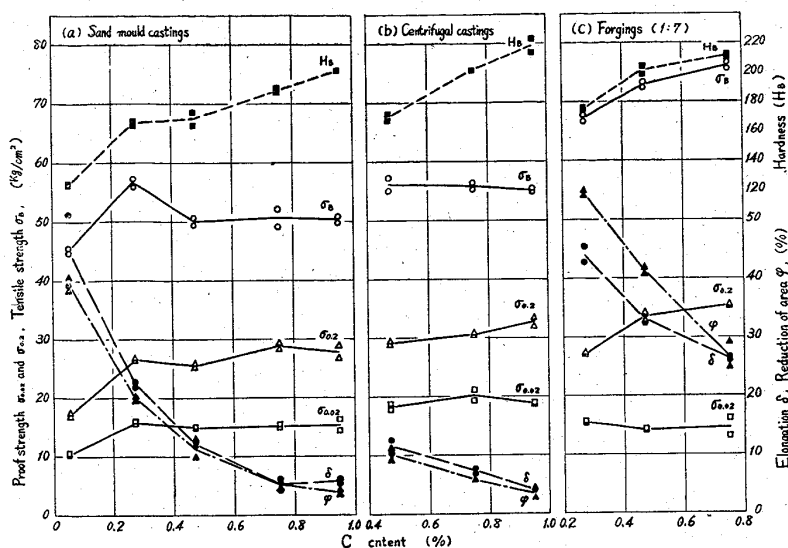


Fig. 1. Relation between mechanical properties and C contents of 25Cr-20Ni steels at room temperature

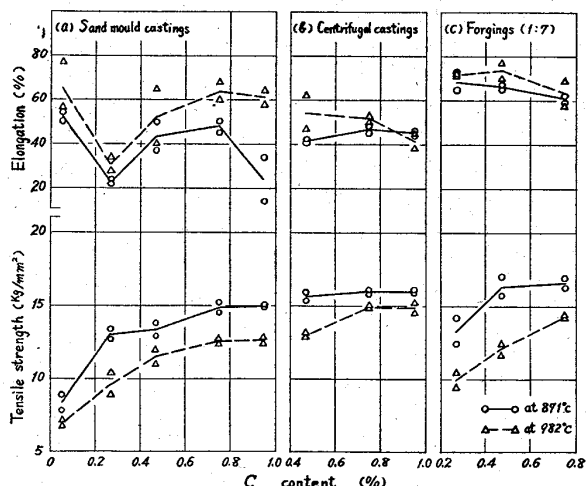


Fig. 2. Effect of C on the tensile strength of 25Cr-20Ni steels at 871° and 982°C

約 1000hr までは C の増加につれて破断強さは大きくなる。ところが 1000hr をこえると C の少ない KC-2 では直線性が保たれているけれども、高 C の KC-4, KC-5 では破断強さが低下して直線が折れてくる。KC-3 も 1000hr 以上では破断強さがやや低下するようである。これは、短時間側では二次炭化物の析出によつて高 C ほど素地が強化され破断強さが大となるが、長時間では二次炭化物の多い高 C ほど二次炭化物が凝集しやすく素地の強化がうされること、および低荷重では共晶炭化物の多いものほど強度に対して負の影響が強くあらわれることによるのではないかと考えられる。

Photo. 1(c)(d) にそれぞれ KC-1, KC-3 の破断後の組織を示す。KC-1 では σ 相が Widmanstätten 状に多量析出

している。KC-3 では、丸味をおびて粗大となつた網目状の共晶炭化物に沿つてクラックがみられ、粒内の二次炭化物はいくらか粗くなつてゐる。

破断伸びは、C が多いほど、また長時間になるほど低くなる。ただ KC-1 の長時間のものは、 σ 相析出のため試験片の全長にわたつて無数にクラックが発生しており、このため見かけ上の伸びが大きくなつてゐるにすぎない。

遠心鑄造材では (Fig. 4-b) 0.47~0.95% C で破断強さに対する C の影響は認められない。しかし遠心鑄造材の破断強さは砂型鑄物より大きく、その差は C が低いほどひらくようである。

0.27~0.75% C の鍛造材の破断強さは (Fig. 4-b) 小さく、Fig. (a) から推定すると砂型鑄物の 0.08~0.15% C の強さに相当するにすぎない。鍛錬比 2.5 のものでは C の影響は認められず、鍛錬比 7 では C が高いとかえつて低下するようであり、鍛錬比 2.5 のものより強度がいくらか小さい。

IV. 結 言

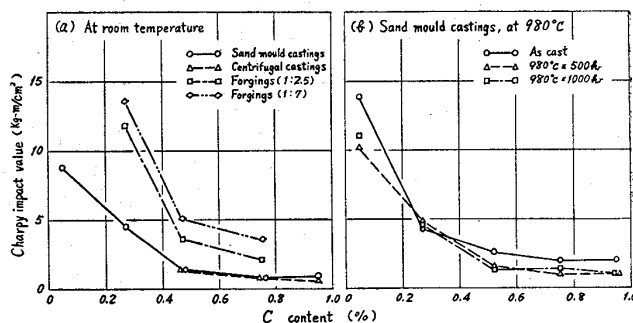


Fig. 3. Relation between U-notch Charpy impact value and C contents of 25Cr-20Ni steels at room temperature and at 980°C

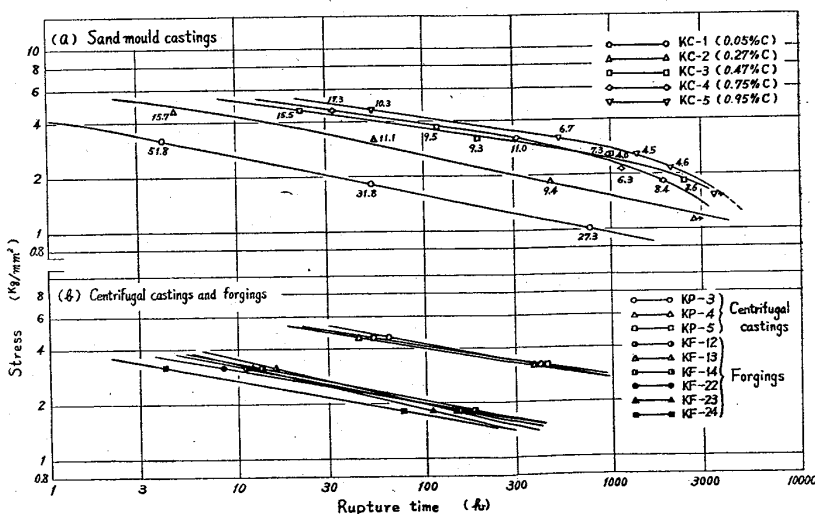


Fig. 4. Stress-rupture time curves for the 25Cr-20Ni steels of varying C content at 982°C

以上の結果をまとめると次のとおりである。

(1) 砂型鋳物 (鋳放し) は、0.05% C のものにフェライトとσ相が存在し、その他のものでは網目状に共晶炭化物が存在し、それは C が多いほど多量で、より massive である。金型遠心鋳造材では、共晶炭化物が砂型鋳物よりも細かく分散して存在する。鍛造材では、炭化物が非常に細かく砕かれて粒内全体に分布する。

(2) 常温の機械的性質では、総体的に C が増せば硬くなり、降伏点は上昇し、靱性がかなり低下する。引張り強さは、砂型鋳物では 0.27% C で最大となり 0.47% C 以上では変らない。鍛造材では C が多いほど引張り強さは大きい。引張り強さ、降伏点は鍛造材が最も大きく、ついで遠心鋳造材、砂型鋳物の順となる。靱性は鍛造材だけが大きく、しかも鍛錬比の大なるほど大きい。

(3) 高温の機械的性質については、871°C, 982°C の引張り強さは全体に C が増すにつれて大となる。この場合、鍛造材では、温度上昇による引張り強さの低下が他より著しい。伸びは全般に大きい。砂型鋳物では 0.27% C で極小となる。980°C での砂型鋳物の耐衝撃性は C が増すにつれて低下し、980°C で時効すると 0.27% C を除いて耐衝撃性は低下する。

(4) 982°C のクリープ破断強さは、砂型鋳物の場合、短時間では C が多いほど大きい。1000hr をこえると高 C のものは強度が低下する。遠心鋳造材、鍛造材では C の影響は明らかでなく、ただ鍛錬比 7 の鍛造材では高 C のものが強度が低いようである。982°C のクリープ破断強さは金型遠心鋳造材が最も大きく鍛造材が最も小さい。

文 献

- 1) R. J. MANGONE and A. M. HALL: A. C. I., Alloy Casting Bulletin, Oct. (1961), No. 17

669.245.018.27:621.785.783
1620.175.22

(158) Inconel X 型合金の高温ばね特性について

(ばね用超合金の研究—VI)

三菱製鋼 1998~2001
○金井 良昭・関 不二雄・上正原和典
工博 内山 道良

On the Spring Properties of Inconel X Type Alloy at High Temperature.

(Studies on super alloys for spring—VI)

Yosiaki KANAI, Fujio SEKI,
Kazunori KAMISHOHARA
and Dr. Michira UCHIYAMA

I. 緒 言

ばね用超合金の研究の第 I~IV 報として筆者らは Refractaloy 26 型合金のばね特性^{1)~4)}を調査し、その後第 V 報⁵⁾として Inconel X 型合金^{6)~8)}の常温ばね特性について調査報告した。今回は Inconel X 型合金の高温ばね特性を研究するために第 V 報の結果から選択した適正な熱処理をほどこした本合金を昇温しながら高温ばね特性を調査した結果について報告する。

本報においては圧縮コイルばねを試片としてクリープラプチャー試験機を使用し、圧縮荷重を加えながら試験温度を 850°C まであげ荷重と撓みとの関係を測定し、本合金の高温における横弾性係数および捩り比例限度を調査した。

II. 試料および実験法

試料としては第 V 報と同じ化学成分の Inconel X 型合金を使用した。試料の製造は 100kg 高周波誘導式真空溶解炉で真空溶解鋳造した鋼塊を熱間鍛造、熱間圧延、冷間引抜などにより最終 4mm φ とした。冷間引抜により所定の減面率を必要とする試片は 5.5~9mm φ の種々の素材から引抜いて 4mm φ で所定加工率となるように加工した。

本実験における溶体化処理は第 V 報の結果から 982°C × 2hr 油冷を適正溶体化処理として選択した。時効処理は Table 1 に示す通りで温度 3 段階、同処理時間 5 段階を選びその組合せ処理をほどこした。また冷間加工の影響を調査するための試片は 982°C × 2hr の溶体化処理後 Table 2 に示すような冷間加工率をほどこして 649°C × 44hr の時効処理を行なった。さらに 2 段階時効処理の影響をしらべるために Table 3 に示す通りの処理を組合せ行なった。

試片のコイルばねは第 I 報と同様に溶体化処理または冷間引抜を行なった 4mm φ 線材を外径 30mm φ、総巻数 7.5、有効巻数 5.5、自由長 101mm に成形した後所定熱処理をほどこしたものである。試片の昇温速度は 100~800°C の間で平均 26°C/min である。

III. 実験結果

1. 時効処理の影響

試片に Table 1 に示す時効処理を行なったものについて荷重と撓みの関係を測定した結果を Fig. 1 に示す。これによると捩り比例限度は 0.5~9hr の時効処理で急増し 9~200hr で最大値となる。また処理温度が低い程最大値が長時間処理側に現われることは第 V 報の引張強さおよび硬さの傾向と同じようである。また横弾性係数は溶体化処理のみを行なったものはやや低い。時効処理を行なうとほとんど同じ値である。

これらの試片を昇温しながら荷重と撓み量を測定すると温度が高くなると P/δ kg/mm² [P: 荷重 (kg/mm), δ: 撓み (mm)] が小さくなることから温度と横弾性係数の関係を、また昇温とともに永久変形を起す荷重が小

Table 1. Aging treatment of specimens

Solution* treatment	Aging treatment**	
	Temperature (°C)	Time (hr)
982°C (1800°F) × 2hr		0.5
	649 (1200°F)	2
	704 (1300°F)	9
	760 (1400°F)	44
		200

Rem. * Specimens were quenched in oil after solution treatment.

** Specimens were cooled in air to room temperature after aging treatment.