

の一因であろうと思われる。

(4) 磁性測定の結果、本実験に使用した鋼の Md 点は 45°C 付近にあることが確かめられた。

(5) 加工した試料の顕微鏡組織には、結晶粒内に多くの平行な線条組織が観察された。この組織は加工度が多いほど、また加工温度の低いほど多く見られたが、600°C にて加工した試料にも現われるので、Md 点以下の温度にて加工した試料において見られる場合はマルテンサイトと strain-marking の混合組織であり、Md 点以上の場合には strain-marking の一種であろうと思われる。

終りに本研究遂行にさいし終始熱心に実験に協力された金属材料技術研究所川上義人技官および適切な助言と指導を下された同所原子炉構造材料研究室長津谷和男技官、物理冶金研究室長田岡忠美技官に深く感謝する。また磁性測定実験を援助された山川和郎技官に厚くお礼申上げる。

(昭和35年11月寄稿)

文 献

- 1) 篠田: 金属物理, 4 (1958) 186
- 2) 西野, 高橋: 日本金属学会誌, 24 (1960) 514
- 3) 横堀: 材料強度学, (昭 31) 57
- 4) 橋口: 日本金属学会誌, 19 (1955) 103

- 5) E. R. PARKER, T. H. HAZLETT: Principles of Solution Hardening (Relation of Properties to Microstructure, ASM, (1954), 30
- 6) E. R. PARKER, J. WASHBURN; Effects of Impurities and Imperfections on Mechanical Properties (Impurities and Imperfections, ASM, (1955), 145
- 7) R. W. CAHN: Grain Boundaries, Substructures and Impurities (Impurities and Imperfections, ASM, (1955), 41
- 8) C. D. STARR: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 197 (1953), 654
- 9) T. ANGEL: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 177 (1954), 165
- 10) H. C. FIEDLER, B. L. AVERBACH, M. COHEN: Trans. Amer. Soc. Metals, 47 (1955), 267
- 11) L. KAUFMAN: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 215 (1959), 218
- 12) J. C. FISHER: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 185 (1949), 688
- 13) J. R. LOW, M. GENSAMER: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 158 (1944), 207

38%Ni 耐熱合金の諸性質におよぼす Al, Al+Ti および W+V+Nb の影響*

小柴定雄**・九重常男***・木村 伸***

Effect of Al, Al+Ti and W+V+Nb on Properties of
Heat-Resisting 38% Ni Alloy.

Sadao KOSHIBA, Tsuneo KUNOU and Shin KIMURA.

Synopsis:

In the previous study (Tetsu-to-Hagané, Vol. 44, 1960, No. 4, pp. 487~492) the authors reported the effect of Mo, W, V and Nb on properties of heat-resisting 38% Ni alloy. In the present paper, the effect of Al, Al+Ti and W+V+Nb on the hardness as solution-treated and aged, mechanical properties at room temperature and high temperature, rupture strength, oxidation resistance and resultant microstructures were examined.

At the same time, precipitates therein were isolated by electrolysis so as to examine the quality and the form of them.

The results obtained were as follows:

(1) With the alloy containing 0.7~2.32% Al, as the Al was increased, hardness after solution treatment, aging hardness, tensile strength at room temperature and high temperature,

* 昭和 35 年 10 月本会講演大会にて発表

** 日立金属工業株式会社安来工場冶金研究所, 工博

*** 日立金属工業株式会社安来工場冶金研究所

rupture strength and oxidation resistance were increased, while the elongation, reduction of area and Charpy impact value were decreased.

(2) As concerns the effect of Al+Ti, the hardness and strength at high temperature were increased. However, the toughness was decreased as the Ti content was increased, when the sum of Al and Ti was constant. The effect of Ti, therefore, was more sensitive than that of Al.

(3) With respect to the influence of W+V+Nb, Nb was most effective, when the alloy contained Nb together with W and V; and by increasing the Nb content, the strength at high temperature was improved. When the V was compared with W, addition of V was better than that of W for raising the strength at high temperature.

I. 緒 言

さきに 38%Ni 耐熱合金の諸性質におよぼす Mo, W, V および Nb の影響について報告したが、これらの元素はいずれも炭化物生成元素である。これに異なり Al および Ti は Ni との金属間化合物を形成する元素であり、前記諸元素とは形態を異にする。また W, V および Nb は単独に添加するより複合的に添加した場合は一層効果が期待できる。今回は Al, Al+Ti および W+V+Nb が溶体化処理硬度、時効硬度、常温ならびに高温機械的性質、ラプチャー強度、耐酸化性および顕微鏡組織におよぼす影響について実験を行なうと同時に各元素添加により生じた析出物の電解抽出を行ない、その量および形態を確かめ、これら析出物と硬度および高温強度との関係を明らかにした。

II. 実験方法

前報と同様基準成分を Ni 38, Cr 18, Co 20, Mo 3, Ti 2.8, Al 0.2% とし、Al は単独に 0.70~2.32% の範囲に 4 種類、Al+Ti はその合計を 3% とし Ti+Al を約(2.5~1.0%)+(0.5~2.0%)の範囲に 4 種類、W+V+Nb は 1+1+1%, 2+1+1%, 1+2+1% および 1+1+2% の 4 種類にかえ高周波電気炉にて 30 kg 鋼塊を吹製し、15 mm 角に鍛伸して試料とした。溶体化処理、時効硬度は 15×15×15 mm の試料で、溶体化処理硬度は 1100~1200°C の温度より水冷して硬度を測定し、時効硬度は 1100°C, 1150°C および 1200°C 水冷の試料を 500~900°C に各 1 時間時効して硬度を測定した。時効時間による硬度は 1150°C より水冷後 750~850°C の時効温度に 100 時間まで累計的に時効し硬度を測定した。常温機械的性質は平行部 7 mm 丸およびシャルピー衝撃試験片を 1150°C より水冷後 600~900°C に各 1 時間時効して機械的性質を測定した。高温機械的性質は常温の場合と同様の試料を 1150°C より水冷後 750°C に 20 時間時効して 600~900°C の試験温度における機械的性質を測定した。ラプチャー試験は平行部

5 mm 丸の試験片を高温機械的性質の場合と同様の熱処理を行ない、732°C の試験温度で 35.7 kg/mm² の応力をあたえ破断にいたる時間を測定した。耐酸化試験は 10 mm 丸×20 mm の試料を前述と同様の熱処理を行ない 700~900°C の温度に 50 時間空気中加熱を行ない酸化増量を秤量した。析出物の電解分離は電流密度 20 mA/cm², 電解液 3% HCl+5% クエン酸, 電解時間 40~50 時間の条件で行ない、析出物の化学分析, X 線回折, 電子顕微鏡などによる観察を行なった。

III. 実験結果

(1) 試料の化学成分

Table 1 に試料の化学成分を示す。A0.8~2.5 で Al, TA 1~4 で Al+Ti, S 1~4 で W+V+Nb の影響を調べた。

(2) 溶体化処理硬度

各試料とも溶体化処理温度の上昇にしたがい、硬度を減少する。溶体化処理硬度は Al および Ti の増加にしたがい増大し、W+V+Nb の場合は Nb の増加により硬度を増大する。

(3) 時効硬度

Fig. 1 および Fig. 2 に Al および W+V+Nb の場合の時効硬度を示した。Al の場合は各試料とも時効温度 750°C で急激に硬度を増大し、A0.8 および A1.5 の両試料は 750°C, A2.0 および A2.5 は 800°C でそれぞれ最高硬度を示す。850°C 以上時効温度が上昇すれば、硬度をいちじるしく減少する。Al+Ti の場合は各試料とも 750°C で最高硬度を示し、Ti の増加にしたがい時効硬度を増大する。W+V+Nb の場合は Nb 2% の S 4 がもつとも時効硬度が大きく、他の 3 試料間には大差がない。

(4) 時効時間と硬度との関係

Fig. 3 に Al+Ti の 750°C 時効の場合の硬度を示した。各試料とも時効温度の低い 750°C の場合はおおむね時効時間の増加にしたがい硬度を増大するが、800°C および 850°C と時効温度が上昇すれば短時間で硬化

Table 1. Chemical composition of specimens. (Weight %)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	W	Mo	V	Co	Nb	Al	Ti
A0.8	0.05	1.17	1.13	0.008	0.016	37.24	17.72	—	3.06	—	20.00	—	0.70	2.68
A1.5	0.05	1.11	1.11	0.008	0.011	37.34	17.85	—	3.07	—	20.50	—	1.37	2.50
A2.0	0.05	1.04	1.18	0.009	0.019	37.44	17.54	—	2.96	—	21.75	—	1.96	2.60
A2.5	0.05	1.02	1.21	0.007	0.021	37.20	17.60	—	3.01	—	21.38	—	2.32	2.60
TA 1	0.04	1.04	1.24	0.007	0.011	37.40	17.84	—	3.01	—	21.57	—	2.37	0.46
TA 2	0.03	0.97	1.22	0.007	0.016	37.80	17.54	—	3.06	—	21.38	—	1.88	0.90
TA 3	0.03	0.95	1.20	0.009	0.016	37.44	17.63	—	3.06	—	21.38	—	1.28	1.24
TA 4	0.05	1.03	1.17	0.006	0.009	37.32	17.44	—	3.15	—	21.75	—	0.89	1.80
S 1	0.04	1.07	1.23	0.007	0.013	37.32	17.74	1.19	3.15	0.77	21.75	1.06	0.20	2.60
S 2	0.05	0.92	1.22	0.006	0.017	37.56	18.17	2.51	3.20	0.80	21.75	1.04	0.21	2.55
S 3	0.05	1.07	1.26	0.006	0.021	37.29	17.87	1.18	3.20	1.53	21.75	1.07	0.22	2.60
S 4	0.05	1.00	1.23	0.008	0.008	37.31	17.91	1.14	3.14	0.80	21.75	2.10	0.19	2.62

を完了し、以後時間の増加にしたがい硬度を減少する。

(5) 常温機械的性質

Fig. 4 に Al の場合の常温機械的性質を示した。Al の増加にしたがい引張強さは増大するが、伸び、絞りおよび

シャルピー衝撃値は減少する。また各試料とも引張り強さは時効温度 800°C で最大となる。Al+Ti は Ti の増加にしたがい引張り強さを増大し、W+V+Nb の場合は S 4 がもつとも引張り強さ大きく、ほかの 3 試料間には大差ない。伸び、絞りおよび

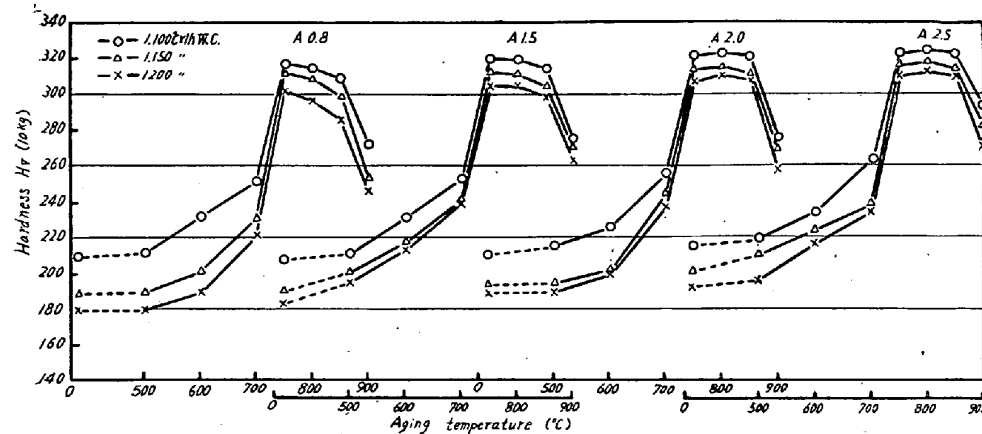


Fig. 1. Relation between aging temperature and hardness.

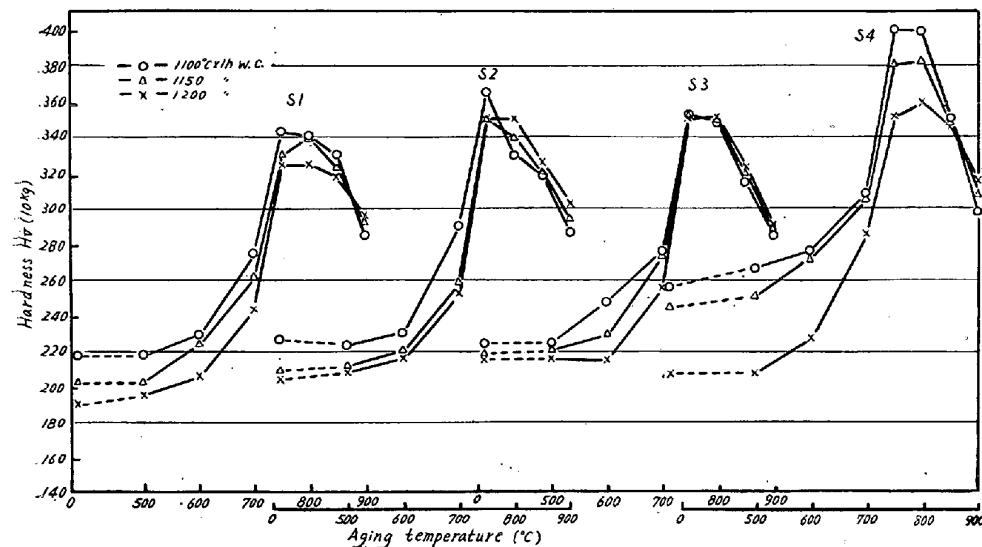


Fig. 2. Relation between aging temperature and hardness.

シャルピー衝撃値は引張り強さと逆の傾向を示す。また Al+Ti および W+V+Nb の各試料の時効温度と機械的性質の関係は Fig. 4 とほぼ同様の傾向を示す。

(6) 高温機械的性質

Fig. 5 に Al+Ti, Fig. 6 に W+V+Nb の場合の高温機械的性質を示した。Al の場合は Fig. 5 と同様の傾向を示し、Al の増加にしたがい引張り強さを増大し、伸び、絞りおよびシャルピー衝撃値を減少する。Al+Ti の場合は Fig. 5 に示すごとく、Ti の増加にしたがい引張り強さを増大し、伸び、絞りおよびシャルピー衝撃値を減少する。W+V+Nb の場合は S 4 がもつとも引張り強さ大きく、S 2 が最小値を示す。

(7) 破断強度

Table 2 に各試料の破断時間および破断後の伸びを示した。Al および Ti の増加にし

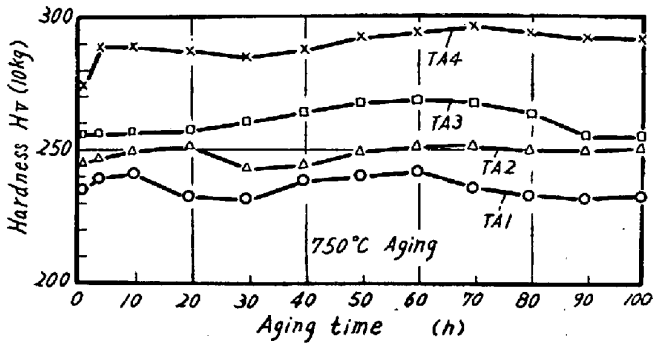


Fig. 3. Relation between aging time and hardness (1150°C x 1h W.C.)

たがい破断時間を増大する。W+V+Nbの場合はAlおよびAl+Tiの場合に比し破断時間をいちじるしく増大する。とくにNb2%のS4はこの傾向が大きい。破断後の伸は破断時間と逆の傾向を示す。

(8) 酸化増量

AlおよびAl+Tiの場合はAlの増加にしたがい酸化増量を減少し、A2.5の800°Cの酸化増量は約10×

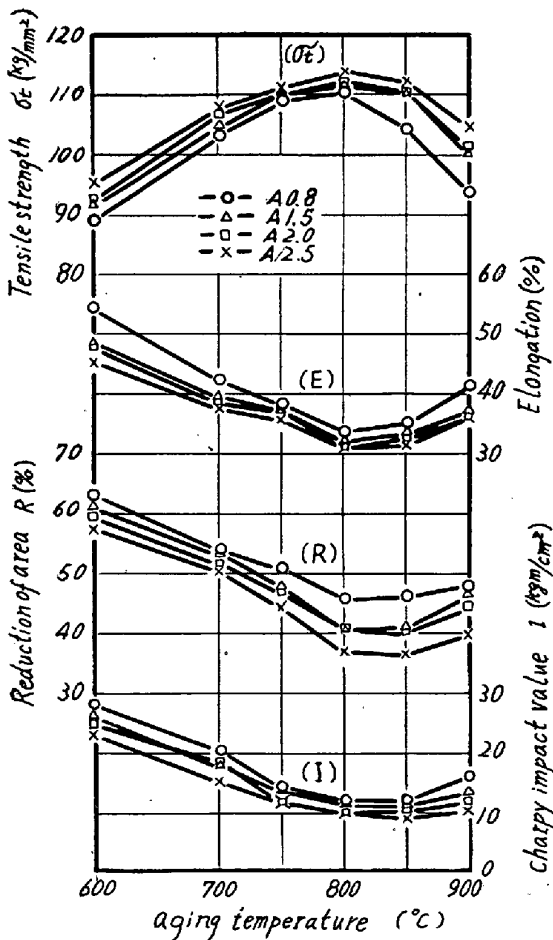


Fig. 4. Relation between aging temperature and mechanical properties (1150°C x 1h W.C.)

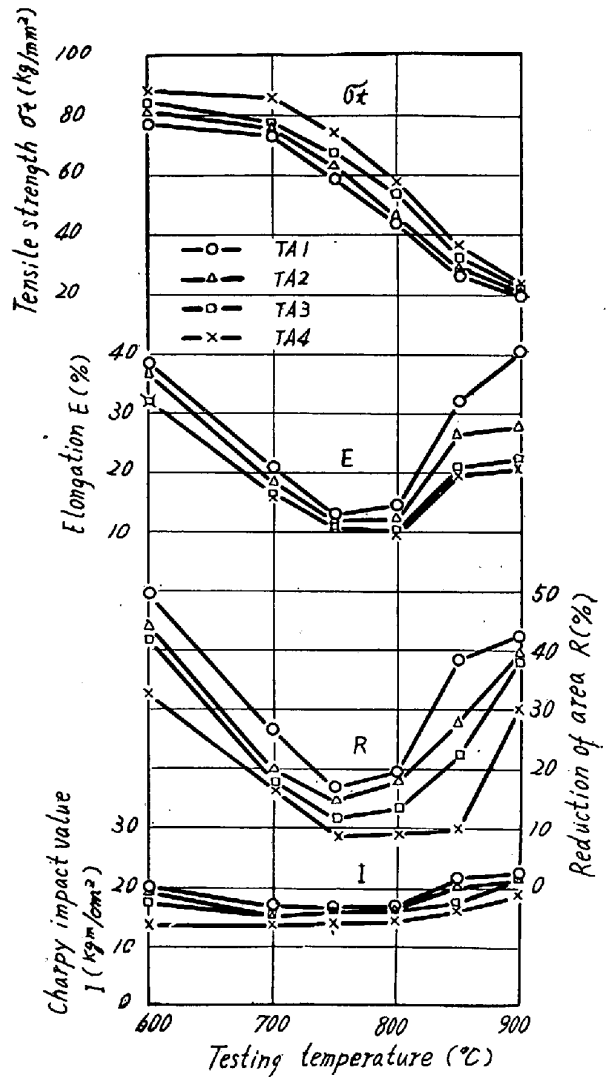


Fig. 5. Relation between testing temperature and mechanical properties. (Effect of Ti+Al, 1150°C x 1h water cool, 750°C x 20h aging)

10⁻⁶ g/cm² である。W+V+Nbの場合はS3がもつ

Table 2. Rupture times and elongation at rupture with different specimens (at 732°C, 35.7 kg/mm²)

Specimens	A0.8	A1.5	A2.0	A2.5
Rupture time	17°10'	37°10'	52°55'	53°15'
Elongation %	4.5	3.5	2.5	2.5
Specimens	TA1	TA2	TA3	TA4
Rupture time	11°10'	17°00'	24°35'	34°40'
Elongation %	5.0	4.2	3.5	3.0
Specimens	S1	S2	S3	S4
Rupture time	78°45'	97°30'	101°57'	189°10'
Elongation %	3.7	3.5	3.5	2.1

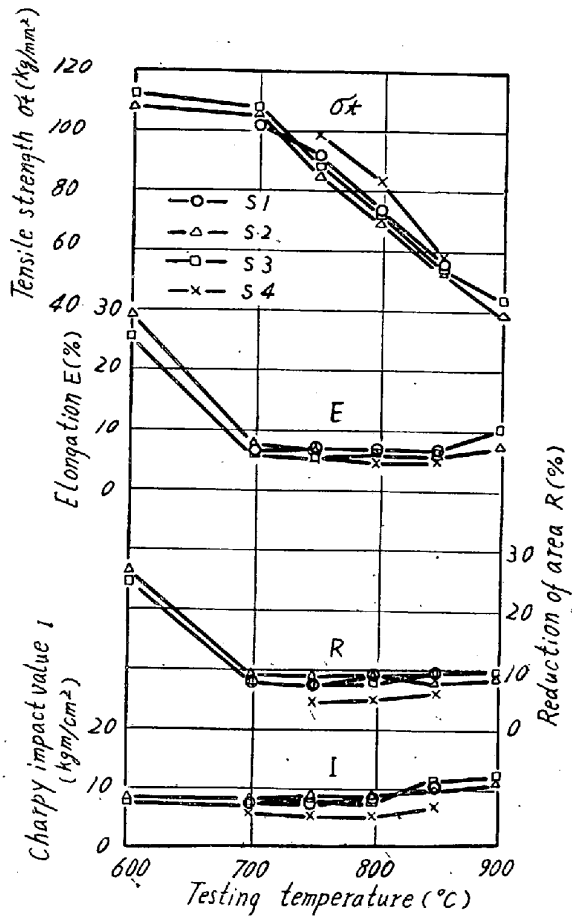


Fig. 6. Relation between testing temperature and mechanical properties. (Effect of W+V+Nb, 1150°C×1h water cool, 750°C×20h aging)

とも酸化増量大きく (800°Cで $162 \times 10^{-6} \text{g/cm}^2$), ついでS4, S2, S1の順となる。

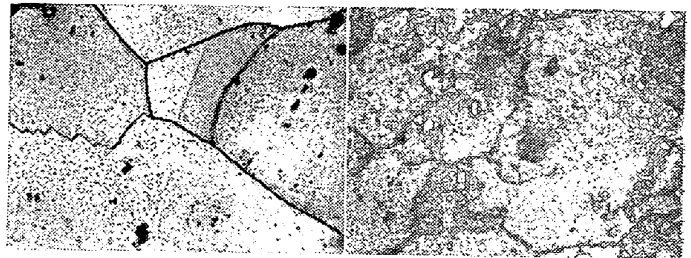


Photo. 1. Microstructure of TA 4. Photo. 2. Microstructure of S 4.

(1150°C×1h W.C.)
750°C×20h A.C.)

(1150°C×1h W.C.)
750°C×20h A.C.)

(9) 顕微鏡組織

Photo. 1 および Photo. 2 に TA4 および S 4 の顕微鏡組織を示した。Al および Al+Ti の場合は Photo. 1 とほぼ同様の組織を示すが、W+V+Nb の場合は Photo. 2 に示すごとく Photo. 1 といちじるしく異なつた組織を示し、炭化物と思われる白色の粒状物が認められる。

(10) 析出物の電解分離

電解分離した析出物のX線回折結果を Table 3 に示す。なお表中の M3, M7, W2, W7, V2, V3, Nb1, Nb3 の各試料は前報¹⁾の試料であり M3 は Mo3%, M7 は Mo7%, W2 は W2%, W7 は W7%, V2 は V2%, V3 は V3%, Nb1 は Nb1%, Nb3 は Nb3% をそれぞれ単独に添加した試料である。

表より明らかなごとく析出物はいずれも $\text{Ni}_3\text{Al} \sim \text{Ni}_3(\text{Al, Ti})$ が大部分で M_{23}C_6 , $\text{TiC} \sim \text{Ti}(\text{C, N})$ が若干炭化物として析出している。このほか W, V, Nb をそれぞれ単独に添加した試料ではこれらの元素の炭化物が析出

Table 3. Analysis of X-ray diffraction data.

	α phase (Fe, Cr) ~Fe, Cr, Mo, Ni)	$\text{Ni}_3\text{Al} \sim$ $\text{Ni}_3(\text{Al, Ti})$ (Al rich)	G phase (Ni_{13} , Ti_8, Si_6)	Laves phase (Ti, Fe ₂)	M_6C (Fe, Cr, Mo) ₆ C	M_{23}C_6 (Cr, Fe, Mo) ₂₃ C ₆ ~ Fe_{21} (Cr, Mo) ₂₁ C ₆	WC	Mo_2C	VC	TiC~ Ti (C, N) (C rich)	NbC~ Nb ₄ (C, N) ₃ (C rich)
	8.80	3.561	11.198	4.751~ 4.765	11.04	10.659	2.91	2.994	4.16	4.3285	4.449
M3	×	○(100)	×	×	×	○(Trace)	×	×	×	○(Trace)	×
M7	×	○(100)	×	×	×	○(")	×	○(Trace)	×	○(")	×
W2	×	○(100)	×	×	×	○(")	○(Trace)	×	×	?	×
W7	×	○(100)	×	×	×	○(")	○(")	×	×	?	×
V2	×	○(100)	×	×	×	○(")	×	×	×	?	×
V3	×	○(99)	×	×	×	○(")	×	×	○(Trace)	?	×
Nb1	×	○(95)	×	×	×	○(")	×	×	○(")	?	×
Nb3	×	○(90)	×	×	×	○(")	×	×	×	○(Trace)	○(5)
A0.8	×	○(100)	×	×	×	○(")	×	×	×	○(")	○(10)
S1	×	○(90)	×	×	×	○(")	?	×	?	○(")	×
S2	×	○(90)	×	×	×	○(")	?	×	?	○(")	○(10)

Note: ○ Present (especially evident) ○ Present.
? Presumably present or absent, × Absent.

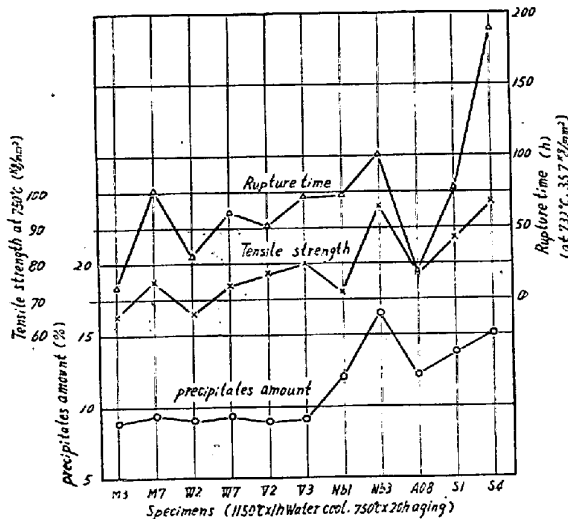


Fig. 7. Relation between the amount of precipitates from electrolytic isolation and the strength at high temperatures

している。とくに Nb は炭化物を形成しやすく、 $NbC \sim Nb_4(C, N)_3$ がかなり存在している。Fig. 7 に各試料の析出物量と高温強度との関係を示した。高温引張り強さおよびラプチャー強度は析出物量と密接な関係を示し、析出物量の多い試料ほど高温強度を増大する。

IV. 実験結果の考察

本研究の 38%Ni 耐熱合金は Ti, Al と Ni の金属間化合物の析出により高い強度を得る合金である。Ni 基耐熱合金の高温強度におよぼす Ti および Al の影響については数多くの研究がなされており、最近の Ni 基耐熱合金にはかなりの量の Al が添加されている。しかし Al は酸化しやすい元素であり、金属 Al として合金中に含有されれば Al の効果は顕著となるが、 Al_2O_3 として含有されるおそれが多分にある。したがって高 Al の場合とくに溶解法を検討する必要がある。最近では真空溶解法の発達に伴ない、含 Al-Ni 基耐熱合金はほとんど真空溶解により製造されているが、これは Ni 中のガス、加工性の問題はもちろんのこと、添加元素の形態が前述のごとく重要となるからである。

前報に述べたごとく Al の添加が Nb の添加に比べてとくに顕著な効果が認められなかつたのも、Al の含有されている形態によるものと思われる。しかし Al の増加にしたがい時効硬度および高温強度が増大するのは、やはり金属間化合物の生成に起因するもので、これは筆者らの実験により確かめられている。Al+Ti の場合は時効硬度および高温強度とも Ti の増加にしたがい増大し、Al の効果より Ti の効果が顕著にあらわれているが、析出物の電解分離では Ti の増加にしたがい Ni と Al、

Ti の金属間化合物が増大している。

W, V および Nb 単独元素の影響については前報において報告を行なつた。本報告はこれら元素の複合効果についてのものであり、前報において各元素の添加により時効硬度、高温強度などが増大するのはすべて金属間化合物および炭化物に起因すると述べた。W, V および Nb はいずれも炭化物を生成する元素であり、金属間化合物生成に対してはなんらの影響もおよぼさない。したがってこれら元素は単独に添加する場合はそれぞれ WC, VC および $NbC \sim Nb_4(CN)_3$ なる炭化物およびカーボナイトライドをつくるが、複合的に添加した場合は、たとえば $(W, V)_x C_y$ とか $(W, V, Nb)_x C_y$ といった形態の複炭化物を形成するか、あるいはそれぞれの炭化物を単独に同時に形成する二つの場合が考えられる。Table 3 の電解抽出の結果では S 2 および S 4 には $M_{23}C_6$ (Cr, Fe, Mo)₂₃C₆ 以外の WC および VC なる炭化物は皆無か、あるいは存在の有無が判定困難な程度で、大部分は $NbC \sim Nb_4(CN)_3$ なる炭化物のみである。したがって金属間化合物以外の析出物(炭化物)は Nb に影響されるところがもつとも大きく W および V は基地中に固溶される公算が大きい。Fig. 2 の時効硬度をみるに S 1, S 2 および S 3 の時効硬度にはほとんど大差なく、S 4 のみかなり時効硬度が高く認められるのは前述の Nb の炭化物の生成に起因するものと考えられる。また S 2 および S 4 の析出物量と硬度の関係を示すと Fig. 8 のごとくで、Nb の多い S 4 が析出物量ならびに硬度が高いことが判る。

時効時間と硬度の関係において 750°C 時効の場合は、各試料ともおおむね硬度を増大し、800°C および 850°C 時効の場合は時間の増加にしたがいおおむね硬度を減少する。とくに 800°C 時効の場合は硬度の減少が短時間側でいちじるしいが、これは $Ni_3(Ti, Al)$ の金属間化合物の再固溶のため

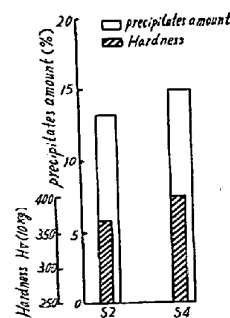


Fig. 8. Relation between the amount of precipitates and the hardness of S2 and S4 samples

この系耐熱合金の特徴といわれる²⁾。これについては熱処理と析出物の関係について実験中であるが、析出物の量は長時間側で減少している。またその生成物については詳細後報する。

常温機械的性質に

において時効温度 750~800°C で引張り強さが最大となるが、Fig. 2 の時効硬度よりこの温度において析出物も一つとも多くなるため、引張り強さと硬度には密接な関係がある。なお伸び、絞りおよび衝撃値は引張り強さとまったく逆となるが、多少最低値が高温側にずれている。これは析出物の凝集によるもので、これ以上の時効温度でふたたびその値を増大するのは、析出物の固溶のためである。

高温引張り強さおよびラプチャー強度は S 4 がもつとも大きい、これは前述のごとく格子常数 $\text{\AA}4.449$ の NbC~Nb₄(C,N)₃ なる Nb の炭化物ないし、カーボナイトライドの生成と量に起因するものである。なお S 3 は S 2 より高温強度が大きい、これは Table 3 に示すごとく W 7% の試料で WC が Tr 程度認められるに反し、V 3% の試料では VC がはつきり確認されるごとく、W は基地に固溶されるが V はある程度の炭化物を生成し析出するためと考えられる。

V. 結 言

以上の実験結果を要約するとつぎのごとくなる。

(1) Ni-Cr-Co-Mo(38-18-20-3) 耐熱合金の溶体化処理硬度、時効硬度、常温ならびに高温機械的性質、ラ

プチャー強度、耐酸化性および顕微鏡組織におよぼす、Al, Al+Ti+W+V+Nb の影響について実験を行なった。

(2) Al は本実験の範囲の 0.7~2.32% の添加では、時効硬度および高温強度を増大するが一方伸び、絞りおよびシャルピー値を減少する。また Al の増加により耐酸化性は良好となる。

(3) Al+Ti の影響については本実験のごとく Al+Ti 量一定の場合は Ti の増加にしたがい硬度および高温強度を増大し、Al より Ti の効果が顕著にあらわれる。反面 Ti の増加にしたがい靱性を低下する。

(4) W+V+Nb の影響については W, V および Nb を複合添加しても Nb の影響がもつとも大きく、Nb の増加により高温強度を増大する。W および V の 2 元素間では V のほうが W に比べ高温強度に対する効果が顕著である。

終りに本実験に終始熱心に従事された冶金研究所田中康平、山根吉長の両君に謝意を表す。

(昭和35年10月寄稿)

文 献

- 1) 小柴, 九重: 鉄と鋼, 44, (1960), 4, 487~492
- 2) A. TAYLOR & R.W. FLOYD: J. Inst. Metals, 53(1952), 81

(抄録 771 ページよりつづく)

られた結果の一致も悪い。

実験室的な一定条件下で実用結果と一致するような試験方法について検討を行なった。試験材としては通常用いられる鋳型用銑鉄と、高燐高矽の二種を用いた。鋳型としての実用結果は平均して前者が 83 回、後者が 50 回であった。

切欠のある試験棒の両端に荷重を加え、切欠部を加熱冷却する熱疲労曲げ試験および管状試料の内部を加熱冷却しながら引張荷重をかける熱疲労引張試験は、いずれも高燐銑の優れている結果を示し、実際使用結果と一致しなかった。

鋳型使用時には、加熱冷却の熱サイクルにより、繰返し引張り、圧縮が加わる。拘束状態の試験片を通電により加熱、冷却する熱疲労試験の結果は鋳型用銑鉄の方が優れた結果を示し、実用状況と一致した。

この方法により各種の試験片について試験を行なった結果、球状黒鉛銑鉄が他のものに比し、非常に優れた結果を示したので、数種の試験鋳型を作製し、実用試験を

行なった。実際の組織は Mg 処理の差により、片状黒鉛のものから球状黒鉛のものまで数種があった。寿命を比較した結果と、前述の拘束熱疲労試験の結果とは全く逆の関係になり、この試験方法も実際の寿命を示すものとはいえない。

熱疲労に対する抵抗を表わすパラメータを次式で考えることができる。K を熱伝導度、U. T. S を引張強さ、E をヤング率、A を熱膨脹率、靱性を %el で表わして T.F.P(Thermal Fatigue Parameter)

$$=K \times U.T.S \times \%el / E \times A$$

各試料についてこの値を比較してみると鋳型銑、高燐銑は温度と共にこの値が大きくなり、かつ前者が常に大きい。球状黒鉛銑鉄の値は温度と共に低下するが、常温においては上記二種よりも大きい。熱疲労試験の順位は常温における順位と一致しているが、実用試験の結果との差異は温度、応力の諸条件の差およびこのパラメータから説明されよう。

(河合重徳)