

論 文

噴射分散法による酸化物分散強化ニッケル
およびニクロム長谷川正義*・高橋 和秀*²・渡辺 哲*³Oxide Dispersion Strengthened Nickel and Nichrome by Means
of the Spray-dispersion Method

Masayoshi HASEGAWA, Kazuhide TAKAHASHI, and Satoru WATANABE

Synopsis:

WO₃, Al₂O₃, ZrO₂, Y₂O₃ or ThO₂-dispersed nickel and nichrome were produced by the "Spray-Dispersion Method", and their mechanical properties were studied. The main results obtained are summarized as follows:

1) The addition of 1.6 pct. niobium as a "controlling element" was effective in lowering the oxide particle size in nickel. The mean diameter of ThO₂ particles in nichel containing 1.6 pct. niobium reached to about 60 nm.

2) 20 pct. of chromium in nickel also decreased the oxide particle size, and the addition of 0.8 pct. niobium in nickel-20 pct. chromium alloy decreased the mean diameter of Al₂O₃ particles to 79 nm.

3) Tensile strengths at room temperature of oxide spray-dispersed nickels increased with the volume fraction of oxide particles and their increments were maintained even at 1073 K. In the case of oxide spray-dispersed nichromes, their increments of tensile strength at room temperature were small, but those were multiplied at higher temperature.

4) The fine oxide particles contributed to an increase of creep rupture strength, and this tendency became more pronounced toward longer time. 1273 K-1000 h creep rupture strength of 2 vol pct. ThO₂ spray-dispersed nickel and 3.8 vol pct. Al₂O₃ spray-dispersed nichrome, for instance, were 47 Mpa and 19 Mpa, respectively.

5) The oxidation resistance at high temperature of oxide spray-dispersed nickel and nichrome was improved as compared with non-dispersed ones.

From these results, the oxide dispersion strengthened nickel-base heat-resisting alloy has been able to produce by the "Spray-Dispersion Method".

1. 緒 言

従来の分散強化合金は主として粉末冶金的手法により製造されているものであり、溶製法による試みは成功した例がなかつた。その理由は、酸化物粒子を均一微細に分散させることが溶製法の場合は困難であるためであったが、著者らは少量の“分散制御元素”を溶湯中に添加し、酸化物粒子を熔融金属に濡れやすくすること、また酸化物粒子の添加方法を噴射による強制添加とすることによりこれを可能にした。

この分散強化合金の新しい製造法である“噴射分散法”(Spray-Dispersion Method, 略してSD法)を種

々の系について応用したところ、次のような興味ある結果が得られている。すなわち、酸化物粒子と熔融金属との濡れ性を改善し、酸化物粒子の均一微細分散を促進する分散制御元素としては、酸化物生成傾向の強い Nb, Al, Ti, V などが有効であり¹⁾、炭素鋼においては平均粒子径 70 nm 程度の酸化物粒子の均一微細分散が得られた²⁾³⁾。またこの酸化物分散鋼の耐力および引張強さは、分散酸化物の体積率の増加とともに上昇した²⁾³⁾。さらに 18Cr-8Ni ステンレス鋼および 25Cr-20Ni ステンレス鋼に噴射分散法を応用したところ、平均粒子径 130 nm 程度の微細分散相が得られ、非分散材に比べ常温、高温引張特性およびクリーブ破断特性は著しく向上

昭和 56 年 5 月 25 日受付 (Received May 25, 1981)

* 早稲田大学理工学部 工博 (School of Science and Engineering, Waseda University)

*² 早稲田大学 大学院 (現: 日本鋼管(株)) (Graduate School, Waseda University, Now Nippon Kokan K. K.)

*³ 早稲田大学大学院 (Graduate School, Waseda University)

した³⁾⁴⁾、とくにクリープ破断特性の向上は高温長時間側で、より顕著であった。また酸化物以外に硫化物を分散粒子として使用したところ、炭素鋼中において平均粒子径 56 nm 程度の微細分散相が得られ、その機械的特性も向上することがわかった⁵⁾。

このように噴射分散法によつて分散強化合金の製造が可能であること、および分散強化合金本来の特性からみて、とくに耐熱材料への応用が期待される。本報告は、ニッケルおよびニッケルクロム合金へ噴射分散法を応用し、本方法によつて酸化物分散耐熱合金が製造できることを明らかにしようとするものであり、酸化物を均一微細に分散させるための条件、常温・高温引張特性、高温クリープ破断特性および耐酸化性について検討した。

2. 実験方法

高周波溶解炉を用いて大気中でニッケルおよびニッケル・クロム合金を溶解し、金型に铸込む途中の熔融金属流に加圧アルゴンガスとともに酸化物粉末を噴射添加した。分散制御元素としては既報の研究で、微細分散に効果の大きかった Nb を採用した。酸化物粉末としては Al₂O₃、ZrO₂、WO₃、Y₂O₃ および ThO₂ を選択したが、これら粉末の Blaine 法による平均粒子径の測定結果は Table 1 に示すとおりである。合金中の酸化物の分散状態は、溶解条件あるいは噴射条件などによつて変動することのないよう配慮した。このようにして得られた 2 kg の鋼塊を、1273 K で 5 h 均一焼なましののち、

Table 1. Average particle size of oxides before spraying determined by Blaine's Method.

oxide powder	Mean diameter (μ)
Al ₂ O ₃	11
WO ₃	10
ZrO ₂	9
ThO ₂	15
Y ₂ O ₃	10

熱間鍛伸、冷間圧延し、ニッケルの場合は 1513 K × 1 h の焼なまし、ニッケル・クロム合金の場合は 1423 K × 1 h の溶体化処理を施した。各試料の化学組成および酸化物粒子の分散状態は Table 2 に示してある。

3. 実験結果および考察

3.1 ニッケル中の酸化物の分散状態

噴射分散法では、炭素鋼およびステンレス鋼中の酸化物の均一微細分散に最も有効な元素は酸化物生成傾向の大きな Nb であり^{1)~4)}、熔融ニッケル中においても Nb の同様な効果が考えられるので、分散制御元素としては Nb を選択した。Fig. 1 はニッケル中の WO₃ 粒子の粒子径分布におよぼす Nb 量の影響を示したものである。Nb を添加しない場合の WO₃ 粒子径分布は 0~

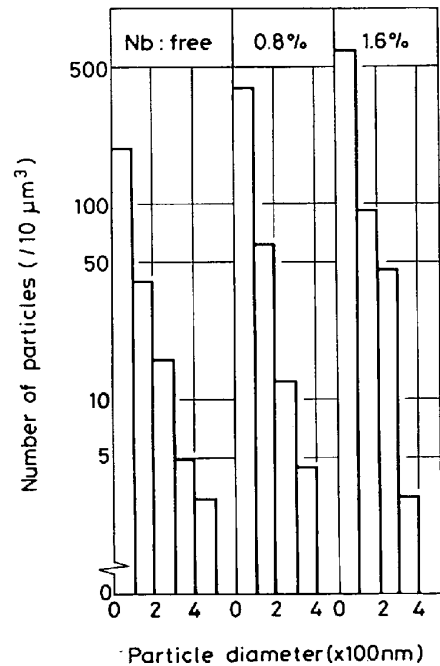


Fig. 1. Effect of niobium content on the distribution of WO₃ particle diameter in nickel.

Table 2. Chemical composition of specimens and mean diameter \bar{D} , volume fraction f and planar interparticle spacing λ of oxide particles.

Specimen	Chemical composition (wt%)						Oxide particle distribution		
	C	Si	Mn	Nb	Cr	Ni	\bar{D} (nm)	f (%)	λ (μ)
WO ₃ SD Ni	0.03	0.06	0.11	1.57	—	Bal.	62	1.96	0.34
ZrO ₂ SD Ni	0.03	0.06	0.10	1.62	—	"	64	1.36	0.38
Al ₂ O ₃ SD Ni	0.02	0.06	0.10	1.59	—	"	72	1.10	0.50
ThO ₂ SD Ni (a)	0.03	0.06	0.11	1.62	—	"	58	0.70	0.52
(b)	0.02	0.06	0.11	1.54	—	"	60	2.03	0.29
(c)	0.03	0.06	0.13	1.62	—	"	61	5.10	0.20
Non-SD Ni	0.03	0.08	0.14	1.62	—	"	—	—	—
WO ₃ SD NiCr	0.22	0.54	0.62	0.78	21.38	Bal.	76	2.50	0.35
Al ₂ O ₃ SD NiCr	0.19	0.51	0.53	0.75	21.40	"	79	3.80	0.29
Y ₂ O ₃ SD NiCr	0.24	0.54	0.54	0.77	21.55	"	119	2.80	0.51
ThO ₂ SD NiCr	0.18	0.52	0.52	1.07	21.45	"	92	3.90	0.34
Non-SD NiCr	0.18	0.51	0.52	0.75	21.90	"	—	—	—

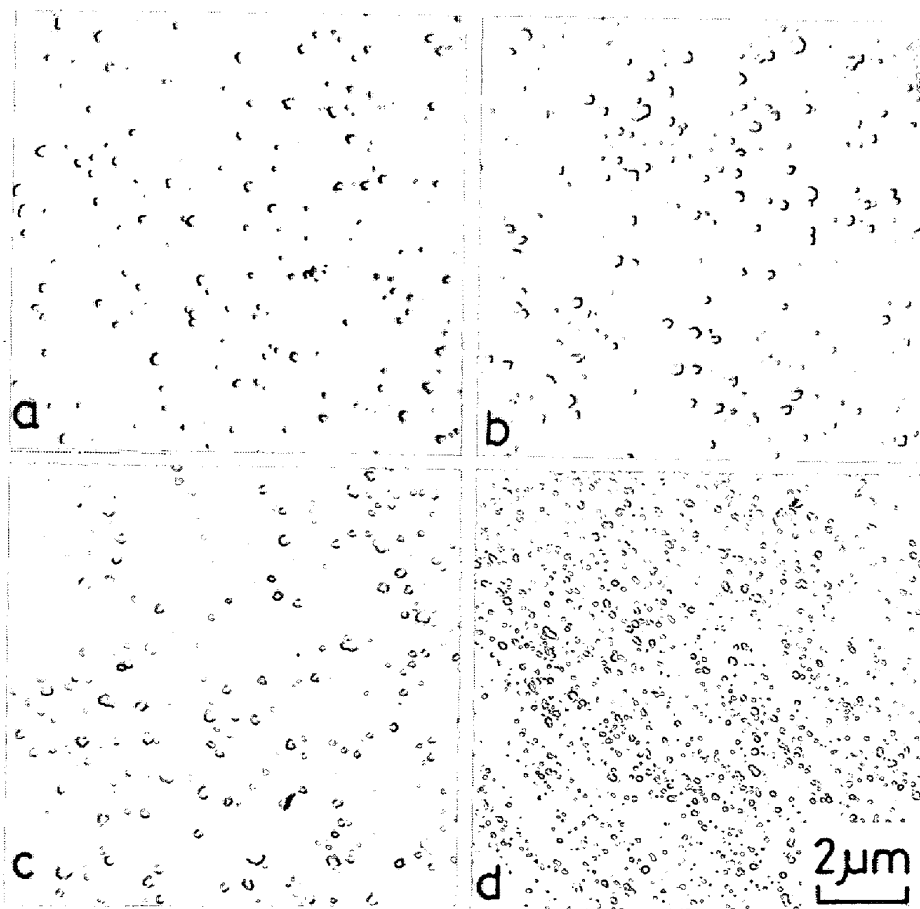
500 nm の範囲にわたり、かつ微細粒子数も少ない。しかし Nb 量を 0.8, 1.6% と増加させるにつれて、分散幅は 0~400 nm の範囲にせばまり、同時に微細な 200 nm 以下の粒子数が著しく増加している。ちなみに Nb を添加しない場合は平均粒子径は 110 nm であったが、1.6% の添加によつて 62 nm まで低下した。また同時に Nb 添加により体積率増加の傾向があり、その結果平均粒子間距離も 0.52 μ (Nb 無添加) から 0.34 μ (1.6% Nb 添加) まで低下した。

さらに、ニッケル中の酸化物の微細分散におよぼすこの Nb の効果は、 WO_3 ばかりでなく Al_2O_3 , ZrO_2 , ThO_2 においても同様であり、いずれも 1.6% Nb で最も微細な分散状態が得られた。これら分散制御元素の Nb を 1.6% 含む WO_3 , ZrO_2 , Al_2O_3 , および Th_2O 噴射分散ニッケルの電顕組織を Photo 1 に、またその分散状態および化学組成を Table 2 に示した。このように炭素鋼やステンレス鋼と同様に、ニッケルにおいても噴射分散法が適用できることが明らかとなつた。これは、分散制御元素 Nb の酸化物-ニッケルマトリクス界面への吸着と、それに引き続いておこる置換反応によつ

て、酸化物-ニッケル間の界面エネルギーが低下したためであると考えられる。なお以下図中では、たとえば Al_2O_3 噴射分散ニッケルを Al_2O_3 SDNi と表す。

3.2 ニクロム中の酸化物の分散状態

前述のようにニッケル中で酸化物は均一微細に分散したので、次にはニッケルよりも耐酸化性が優れているニッケルクロム合金への噴射分散法の応用を試み、酸化物の分散状態におよぼす Cr 成分の影響について検討した。Fig. 2 はニクロム中の WO_3 粒子の粒子径分布におよぼす Cr 添加量の影響 (Nb 無添加) を示したものである。Cr 量が 7, 13, 20% と増加するに従い、 WO_3 粒子の粒子径分布幅がせまくなり、200 nm 以下の微細な粒子数も著しく増加している。ちなみに ARMSTRONG ら⁶⁾ はニッケルマトリクスと Al_2O_3 の界面エネルギーについて検討し、Fig. 3 に引用したように Cr を 20% 程度添加することにより、界面エネルギーが著しく低下することをすでに報告している。彼らはこのような界面エネルギーの減少は、Cr が Al_2O_3 -マトリクス界面へ偏析した後、 Al_2O_3 と次のような置換反応をしたためであるとしている。



a) WO_3 SD Ni, b) ZrO_2 SD Ni, c) Al_2O_3 SD Ni, d) ThO_2 SD Ni (c)

Photo. 1. Electron micrographs of oxide dispersed nickels produced by the Spray-Dispersion Method.

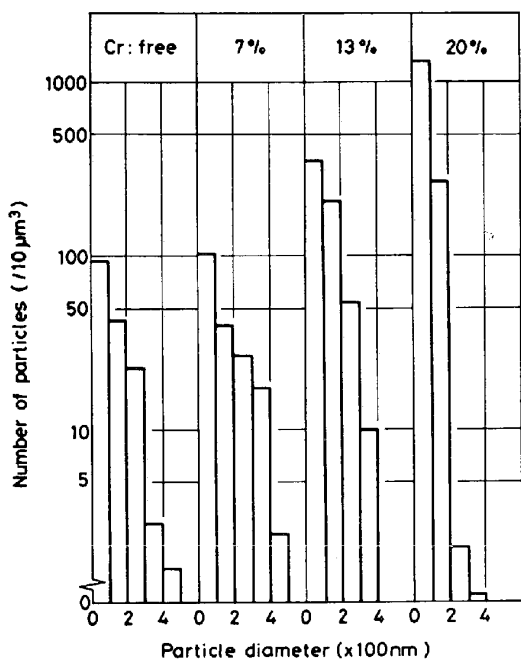


Fig. 2. Effect of chromium content on the distribution of WO_3 particle diameter in nichrome. (Nb: free)

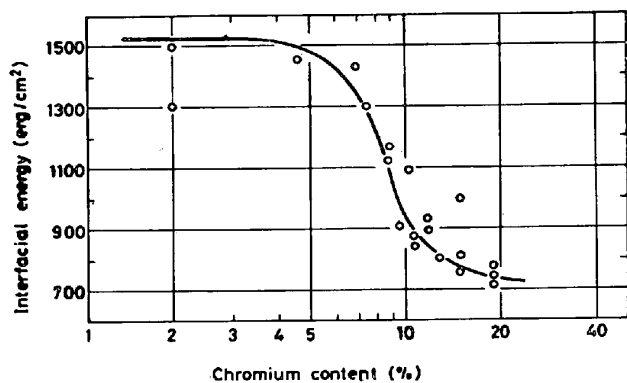
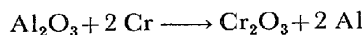


Fig. 3. Effect of chromium content on interfacial energy between Al_2O_3 and nichrome matrix. (after Armstrong et al.)



このようなことから、本実験においても WO_3 とCr の間で同様な反応が起こり、界面エネルギーが減少し、 WO_3 粒子が微細に分散したものと考えられる。なおこのニッケル-20クロムというマトリックス組成は、耐酸化性の点においてもたまたま好都合な組成である。

以上述べたようにニッケル-20クロム合金中で WO_3 粒子は均一微細分散したが、従来分散制御元素として有効であった Nb の添加は、さらに WO_3 粒子を微細化するのではないかと考えられるので、次いでニッケル-20クロム合金中における WO_3 粒子の分散状態におよぼす Nb の影響について検討した。Fig. 4 に WO_3 粒

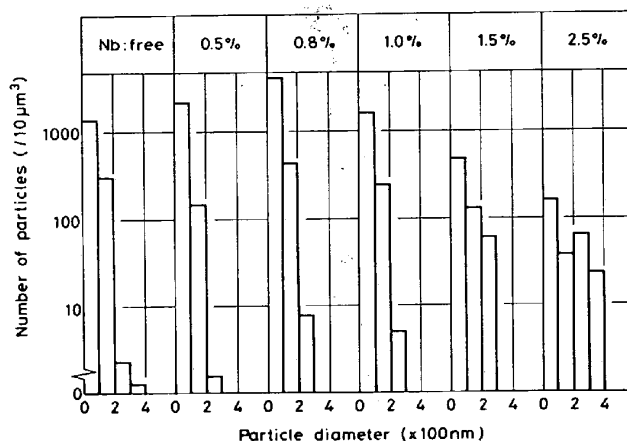
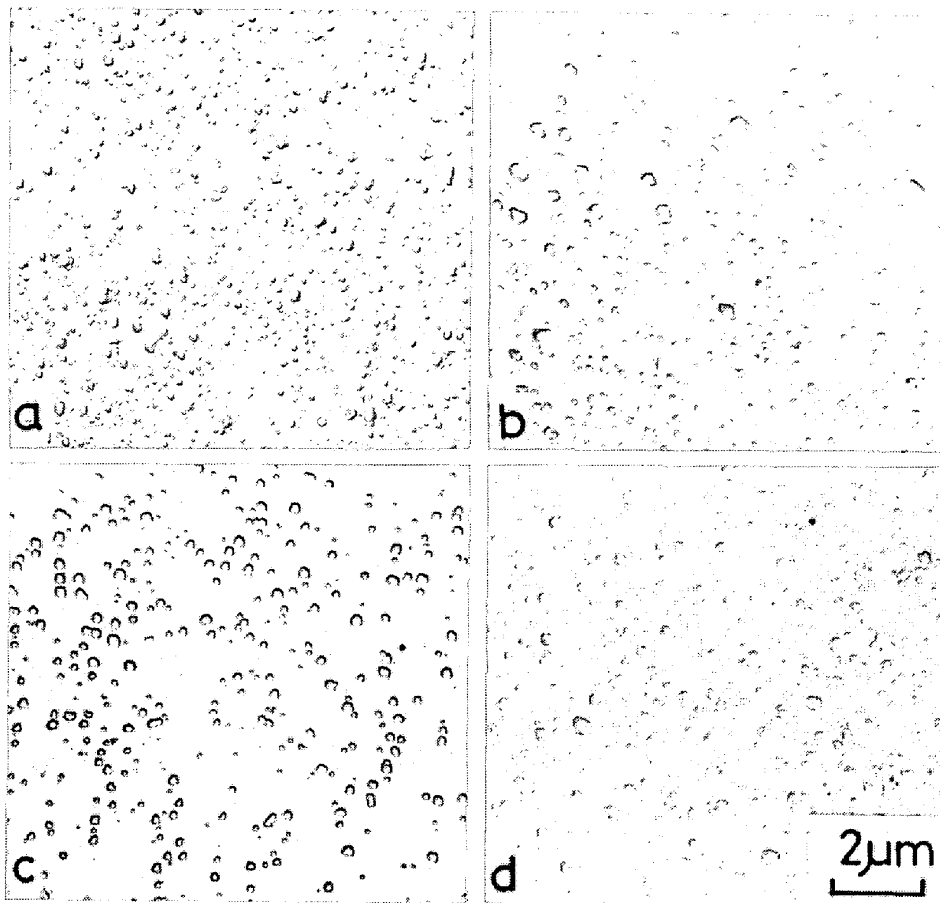


Fig. 4. Effect of niobium content on the distribution of WO_3 particle diameter in nickel-20% chromium alloy.

子の粒子径分布におよぼす Nb 量の影響を示した。Nb を0.8% まで添加した場合には、微細な粒子数が増加し、その結果平均粒子径は低下するが、それ以上の 0.8~2.5% の添加では 200 nm 以上の粒子数が増加し、微細化に対して逆効果をおよぼした。これは酸化物-熔融金属界面へ Nb が過剰に吸着し、何らかの作用によつて界面エネルギーを増加させているためであると考えられる。また、平均粒子間距離は Nb 無添加では 0.42μ であつたが、Nb の添加に伴い前述のニッケルマトリックスの場合と同様に低下し、0.8%Nb 添加では 0.35μ となつた。しかし、それ以上の添加では逆に増加の傾向を示した。このような Cr および Nb の作用は、他の Al_2O_3 、 ThO_2 、 Y_2O_3 においても同様であると仮定し、0.8%Nb を含むニッケル-20クロム合金に WO_3 、 Al_2O_3 、 Y_2O_3 および ThO_2 を噴射分散した試料を溶製した。その時の電顕組織を Photo. 2 に、また分散状態および化学組成を Table 2 に示した。なお、これらを以下 WO_3 、 Al_2O_3 、 Y_2O_3 および ThO_2 分散ニクロムと呼び、図中では Al_2O_3 SDNiCr などと表してある。

3-3 常温引張性質

前節までで明らかとなり、噴射分散法により酸化物分散ニッケルおよびニクロムの製造が可能であることがわかつた。すなわち Table 2 に示すように、 WO_3 、 Al_2O_3 、 ZrO_2 および ThO_2 分散ニッケルにおいては、1.6% Nb の添加により平均粒子径は 60~70 nm まで低下し、とくに ThO_2 分散ニッケルでは、平均粒子径は 60 nm、体積率は通常の条件で 2.0% という良好な分散状態が得られた。また、 WO_3 、 Al_2O_3 、 Y_2O_3 および ThO_2 分散ニクロムにおいても、平均粒子径は 75~120 nm、体積率は 2.5~4.0% という均一微細な分散状態



a) WO_3 SD NiCr, b) Al_2O_3 SD NiCr, c) Y_2O_3 SD NiCr, d) ThO_2 SD NiCr

Photo. 2. Electron micrographs of oxide dispersed nichromes produced by the Spray-Dispersion Method.

が得られたので、次にこれらの常温引張性質について検討する。なお ThO_2 分散ニッケルの場合は酸化物の噴射条件を変え、2.0 vol% ThO_2 分散ニッケル以外に、0.7, 5.1 vol% ThO_2 分散ニッケルも溶製した。

Fig. 5 に WO_3 , Al_2O_3 , ZrO_2 および ThO_2 噴射分散ニッケルと、 WO_3 , Al_2O_3 , Y_2O_3 および ThO_2 噴射分散ニクロムの、常温引張性質と分散酸化物粒子の体積率との関係を示す。平均粒子径がほぼ一定の酸化物分散ニッケルの場合は、分散酸化物粒子の体積率の増加にもない、0.2% 耐力および引張強さは増加する傾向が認められる。たとえば、非分散ニッケル (Nb を 1.6% 含むマトリックス組成は酸化物分散ニッケルと同じである) に対する 0.2% 耐力および引張強さの増加量は、0.7 vol% ThO_2 分散ニッケルの場合、88 および 98 MPa であり、5.1 vol% 分散ニッケルの場合はそれぞれ、99 および 167 MPa である。一方酸化物分散ニクロムの場合は、Cr の固溶強化のために全体の強度レベルは高く、酸化物分散ニクロムの 0.2% 耐力および引張強さは、非分散ニクロムに比べ若干大きくなる傾向が認められたが、その上昇率は酸化物分散ニッケルの場合

に比較して小さかった。たとえば、最も上昇率の高い 2.8 vol% Y_2O_3 分散ニクロムにおいても、非分散材に比較して、0.2% 耐力および引張強さでそれぞれ 49 MPa 程度増加しているにすぎない。

3.4 高温引張性質

Fig. 6 に 5.1 vol% ThO_2 噴射分散ニッケル、および 3.8 vol% Al_2O_3 ニクロムの引張特性におよぼす試験温度の影響を示した。5.1 vol% ThO_2 分散ニッケルの場合は、常温での酸化物分散による強度の増加分が高温においてもほぼ維持されており、1073 K においても非分散ニッケルに比べ、0.2% 耐力で 59 MPa、引張強さで 88 MPa の上昇となつている。これに対し、3.8 vol% Al_2O_3 分散ニクロムの場合は、全体の強化レベルは高く、とくに 923 K までの常温～中高温域において Th_2O 分散ニッケルとの差が大きいが、これは Cr の固溶強化が、その温度域において有効であるためと考えられる。また、常温における酸化物分散による強度の増加分が高温においてむしろ増幅されているということも注目すべきである。これは Webster の TD ニクロムの強化機構に関する報告⁷⁾により次のように説明できる。すなわち

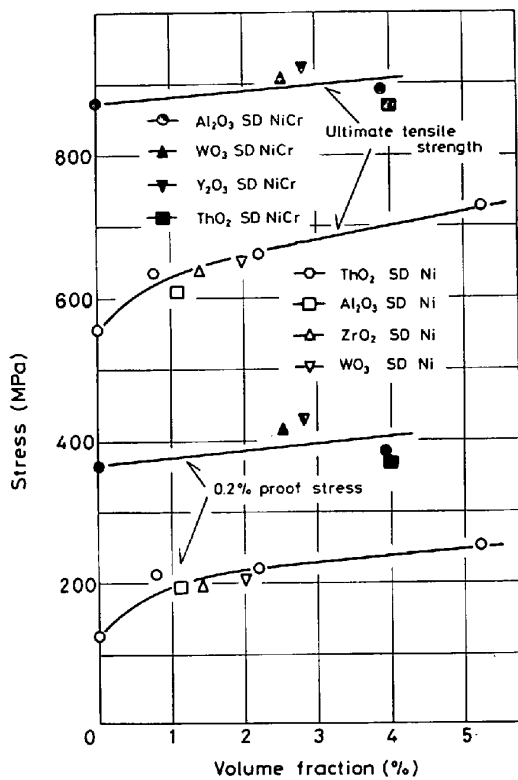


Fig. 5. Tensile properties of oxide spray-dispersed nicks and nichromes at room temperature.

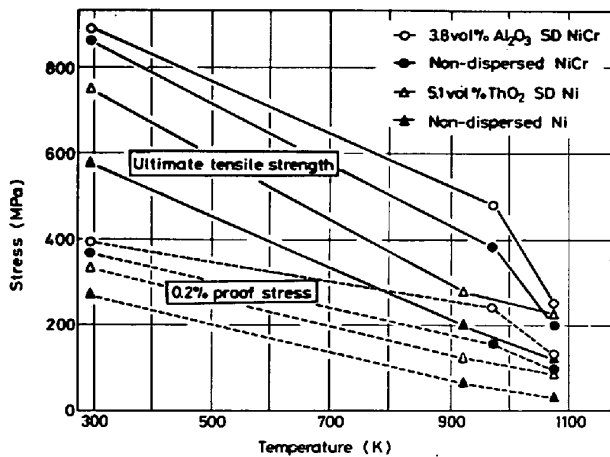


Fig. 6. Effect of testing temperature on tensile properties of ThO₂ spray-dispersed nickel and Al₂O₃ spray-dispersed nichrome.

常温での主たる強化因子である Cr の固溶強化が、強度に寄与する割合が高温になるにつれて減少し、代わりに高温での重要な強化因子である分散強化、あるいは分散粒子によって安定化された転位の substructure などの寄与率が増加し、結果的に高温では非分散材との強度差が大きくなったと考えられる。

3.5 クリープ破断強さ

前項まで噴射分散法による酸化物分散ニッケルおよび

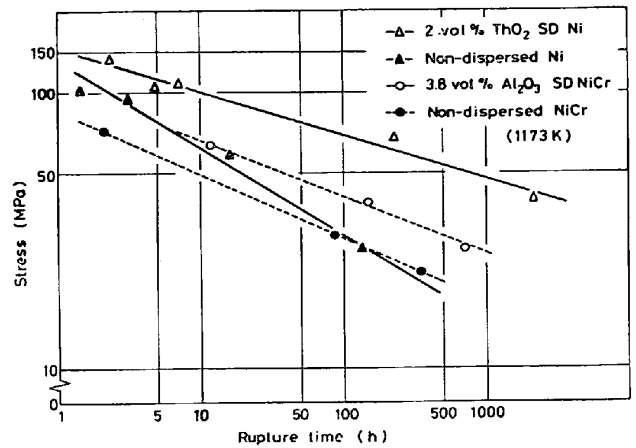


Fig. 7. Result of creep rupture test of ThO₂ spray-dispersed nickel and Al₂O₃ spray-dispersed nichrome at 1173 K.

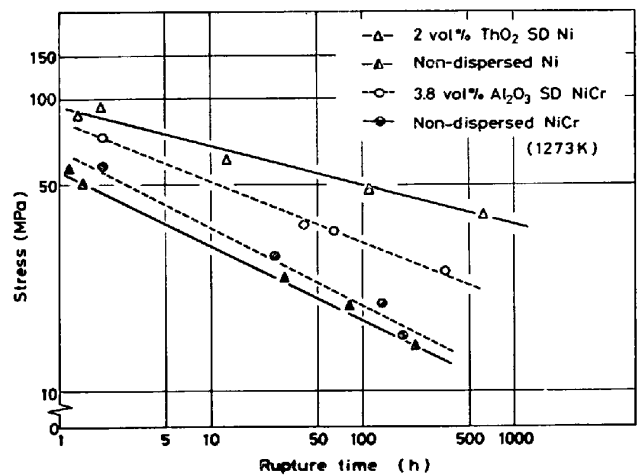


Fig. 8. Result of creep rupture test of ThO₂ spray-dispersed nickel and Al₂O₃ spray-dispersed nichrome at 1273 K.

ニクロムは、非分散材に比べて常高温短時間引張性質において優れていることが明らかとなった。そこで次に耐熱合金として最も重要な特性のひとつである高温クリープ破断強さについて 1073~1273 K の範囲で試験を行った。Fig. 7, 8 に 1173 K, 1273 K における応力-クリープ破断時間曲線を示す。2.0 vol% ThO₂ 噴射分散ニッケル、および 3.8 vol% Al₂O₃ 分散ニクロムは、非分散材に比べて各温度とも破断応力は大きく、またその差は低応力長時間側でより顕著であり、さらに 1173 K よりも 1273 K においてその強化率は高い。これらのことから分散粒子の存在は応力-クリープ破断時間曲線の勾配を小さくし、高温クリープ破断強さを大きく改善することが明らかとなった。ちなみに 1173 K および 1273 K における 1000 h 破断強さは、2.0 vol% ThO₂ 分散ニッケルでは、それぞれ 51 および 47 MPa であり、

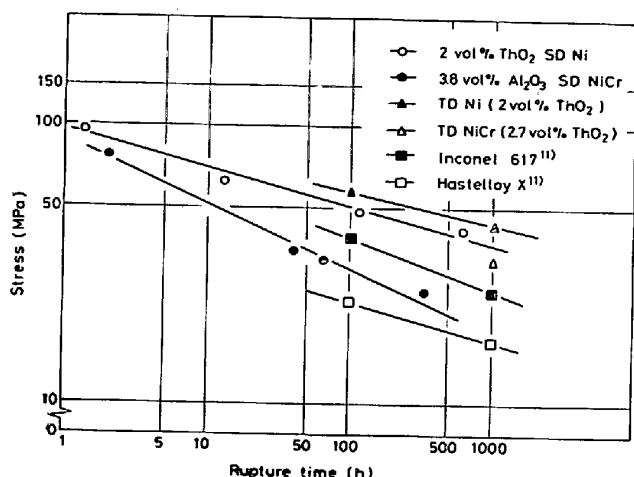


Fig. 9. Comparison of 1273 K rupture strength of ThO₂ spray-dispersed nickel, Al₂O₃ spray-dispersed nichrome and other conventional nickel-base heat-resisting alloys.

3.8 vol% Al₂O₃ 分散ニクロムではそれより低く 25 MPa および 19 MPa であつた。なお Al₂O₃ 分散ニクロムの破断強度が ThO₂ 分散ニッケルより低いのは、TD ニッケルおよび TD ニクロムに関する従来の研究^{8)~10)}の傾向と同様であり、酸化物の分散状態というよりも、むしろマトリックスの違いに起因すると思われる。また Fig. 9 には 1273 K における 2.0 vol% Th₂O 噴射分散ニッケルおよび 3.8 vol% Al₂O₃ 分散ニクロムの応力-破断時間特性を在来のニッケル基耐熱合金と比較して示した。図からも明らかとなつて、ThO₂ 分散ニッケルの 100 h および 1000 h 破断強度は、ハステロイ X¹¹⁾、インコネル 617¹¹⁾より大きく、むしろ TD ニクロム⁹⁾、TD ニッケル¹⁰⁾に匹敵している。また Al₂O₃ 分散ニクロムはハステロイ X とインコネル 617 の中間程度である。なお、TD ニッケルあるいは TD ニクロムは cold-swage などの強加工を加えて結晶粒のアスペクト比の増大、あるいは転位の substructure などによつて高温強度を高めている¹⁰⁾のに、今回、噴射分散法により作製した酸化物分散ニッケルあるいはニクロムはこのような強加工を行わずとも高温において十分な強度を保っていることは注目すべき点である。

3.6 耐酸化性

耐熱材料には高温における良好な機械的特性のみならず、化学的な安定性もまた要求される。そこで本項では噴射分散ニッケル、およびニクロムの耐酸化性について検討した。Fig. 10 は 1.1 vol% Al₂O₃ 分散ニッケルおよび 3.8 vol% Al₂O₃ 分散ニクロムの、1273 K 大気中における酸化増量を、非分散材および市販の TD ニクロム¹²⁾およびハステロイ X¹³⁾と比較したものである。20 h

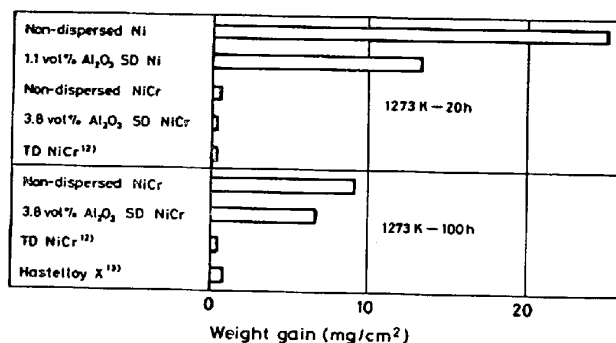


Fig. 10. Comparison of high temperature oxidation resistance of non-dispersed Ni, Al₂O₃ SD Ni, non-dispersed NiCr, Al₂O₃ SD NiCr, TD NiCr and Hastelloy X at 1273 K.

保持においては非分散ニッケルは 25 mg/cm² の酸化増量を示したのに対し、1.1 vol% Al₂O₃ 分散ニッケルは 13 mg/cm² の増量にとどまっている。また、耐酸化性を考慮したニクロムマトリックスの場合も、3.8 vol% Al₂O₃ 分散材の酸化増量は、非分散材に比べて若干小さく、市販の TD ニクロムと同程度である。

さらに 100 h 保持においては、3.8 vol% Al₂O₃ 分散ニクロムは TD ニクロムあるいはハステロイ X には劣るものの、非分散材に比べると良好な耐酸化性を示している。このような耐酸化性の向上は 1273 K における酸化試験においても認められた。

GIGGINS ら¹²⁾は TD ニクロムの耐酸化挙動について検討し、上記と同様に非分散ニクロムに比べて TD ニクロムの耐酸化性が良好であるという結果を得た。彼らはこの理由について、ThO₂ 粒子が酸化皮膜中の Cr³⁺ の拡散を妨げるためではないかとしており、本実験においても同様の機構によつて分散材の耐酸化性が向上したものと考えられる。

4. 結 論

噴射分散法の耐熱合金への応用として、酸化物分散ニッケルおよびニクロムを製造し、酸化物の分散状態に影響する因子、常、高温引張性質、およびクリープ破断強度、耐酸化性について検討した結果、次のことがわかつた。

1) Nb は分散制御元素としてニッケル中の酸化物の微細分散に効果があり、ちなみに最も良好な分散状態であつた ThO₂ 分散ニッケルでは 1.6% Nb 添加で平均粒径は 60 nm まで低下した。

2) ニッケルに Cr を 20% 添加することにより、酸化物粒子は Nb などの分散制御元素なしでもかなり微細に分散した。酸化物粒子をよりいつそう均一微細に分

散させるため、さらに 0.8%Nb を添加したところ微細化はさらに進み、 Al_2O_3 分散の場合、平均粒子径は 79 nm となった。また、このときのマトリクス組成は耐酸化性の点から考えても都合がよい。

3) 酸化物分散ニッケルの常温における 0.2% 耐力および引張強さは、分散粒子の体積率の増加とともに上昇し、その増加分は 1073 K の高温まで維持された。また酸化物分散ニクロムの場合、常温引張強さはあまり向上しないが、高温においては非分散材との強度の差は増幅される傾向があつた。

4) 分散粒子の存在により、酸化物分散ニッケルおよびニクロムの高温クリープ破断強さは向上し、その向上率は高温長時間側でより顕著であつた。ちなみに 2.0 vol% ThO_2 分散ニッケルおよび 3.8 vol% Al_2O_3 分散ニクロムの 1273 K・1000 h 破断強度はそれぞれ 47 MPa および 19 MPa であり、在来の超耐熱合金に十分匹敵するものである。

5) 酸化物分散ニッケルおよびニクロムの耐酸化性は非分散材に比べ向上した。

以上示したとおり、噴射分散法による酸化物分散ニッケルおよびニクロムは耐熱材料としての役割を十分果たすことが明らかとなつた。なお現在は他の Ni 基、Fe 基耐熱合金への噴射分散法の応用、さらには製品の大型化あるいは鋳造品への応用や溶接性についても検討中である。

終わりに本実験の一部を分担してくれた元大学院学生 菅野司、関根千明両君の労に対して謝意を表する。

文 献

- 1) 長谷川正義, 竹下一彦: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 201
- 2) 長谷川正義, 竹下一彦: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 294, または金属学会報, 15 (1976), p. 462
- 3) M. HASEGAWA and K. TAKESHITA: Met. Trans., 9B (1978), p. 383
- 4) 長谷川正義, 竹下一彦: 金属学会誌, 42 (1978), p. 289, または学振 123 委員会研究報告, 18 (1977), p. 201
- 5) 長谷川正義, 竹下一彦, 福味純一, 佐々浩司: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 2224
- 6) W. M. ARMSTRONG, A. C. D. CHARLADER, and J. F. CLARKE: J. Amer. Ceram. Soc., 45 (1962), P. 115
- 7) D. WEBSTER: Trans. ASM, 62 (1969), P. 936
- 8) J. H. HAUSSELT and W. D. NIX: Acta Met., 25 (1977), P. 595
- 9) D. WEBSTER: Trans. Met. Soc. AIME, 242 (1968), P. 640
- 10) B. A. WILCOX and A. H. CLAUSER: Acta Met., 20 (1972), p. 743
- 11) 学振第 122, 123 委員会合同高温ガス炉耐熱材料研究会: 高温ガス炉耐熱材料研究会調査報告書第 2 集 (1974 年 3 月), p. 38
- 12) C. S. GIGGINS and F. S. DETTIT: Met. Trans., 2 (1971), P. 1071
- 13) G.M. AULT et al.: "Technical Applications for Oxide Dispersion Strengthened Materials"