

JAERI-M
91-116

Ni-Cr-W系超耐熱合金の熱間加工性に
及ぼす微量添加元素の影響

1991年8月

辻 宏和・清水 哲也*・磯部 晋*・中島 甫

JAERI-Mレポートは、日本原子力研究所が不定期に公刊している研究報告書です。
入手の間合わせは、日本原子力研究所技術情報部情報資料課（〒319-11茨城県那珂郡東海村）
あて、お申しこしてください。なお、このほかに財団法人原子力弘済会資料センター（〒319-11茨城
県那珂郡東海村日本原子力研究所内）で複写による実費頒布をおこなっております。

JAERI-M reports are issued irregularly.
Inquiries about availability of the reports should be addressed to Information Division, Department
of Technical Information, Japan Atomic Energy Research Institute, Tokai-mura, Naka-gun,
Ibaraki-ken 319-11, Japan.

© Japan Atomic Energy Research Institute, 1991

編集兼発行 日本原子力研究所
印刷 日立高速印刷株式会社

Ni-Cr-W系超耐熱合金の熱間加工性に及ぼす微量添加元素の影響

日本原子力研究所東海研究所燃料・材料工学部

辻 宏和・清水 哲也*・磯部 晋*・中島 甫

(1991年7月1日受理)

将来の原子炉出口冷却材温度 1000°C 級の高温ガス炉の開発に備えて、その高温構造用部材としてNi-Cr-W系の新合金の開発に取り組んできた。その第1段階においては、基本となるNi-Cr-W組成比の最適値がNi-18~19mass%Cr-20~22mass%Wであることを見出した。この新合金を実用化するためには、工業規模で安定した品質での供給が行える必要がある。こうした観点から、熱間加工性は重要な指標の1つと考えられる。そこで、この最適なNi-Cr-W組成比を有する合金の熱間加工性に及ぼすMn, Si, B, Y, Ti等の微量添加の影響を系統的に調べるために、21種類のNi-18~19mass%Cr-20~22mass%W合金を供試材料として、直接通電加熱方式の高速高温引張試験(いわゆるグリーンブル試験)を行った。試験温度は、800~1300°Cの間の50°Cごとの11水準を標準とした。得られた結論は以下のとおりである。

- (1) Mn及びSiの添加は、熱間加工性には非常に有害であった。
- (2) Bの添加は、熱間加工性の向上に有効であった。
- (3) Yの添加は、熱間加工性の向上に非常に有効であった。その効果は0.008mass%程度までは飽和せず、多量に含有しているほど熱間加工性が良好であった。
- (4) Tiの添加は、熱間加工性の向上に非常に有効であり、0.08mass%程度の添加で、十分に良好な熱間加工性を有する合金が得られた。
- (5) C含有量を高めること、Nbを添加すること、Feを添加することはいずれも熱間加工性という観点からはほとんど利点は無かった。
- (6) 十分な熱間加工性を有しているNi-Cr-W系合金の化学組成を見つけることができた。従来の経験から判断して、この合金を工業規模で製造することは可能であると考えられる。

Effect of Minor Elements on Hot Workability
of Ni-Cr-W Superalloys

Hirokazu TSUJI, Tetsuya SHIMIZU^{*}
Susumu ISOBE^{*} and Hajime NAKAJIMA

Department of Fuels and Materials Research
Tokai Research Establishment
Japan Atomic Energy Research Institute
Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken

(Received July 1, 1991)

Research and development have been carried out on the new Ni-Cr-W superalloys as a component material for HTGRs with coolant outlet temperatures of around 1000°C. The basic composition, Ni - 18 to 19 mass % Cr - 20 to 22 mass% W, of the experimental alloys was specified in the first step. Applying this new alloy to reactor components, the alloy with stable qualities should be supplied in an industrial scale. From such a viewpoint, the hot workability is one of the most important indices. Thus, in order to examine the effect of addition of Mn, Si, B, Y, Ti, etc. on the hot workability, a series of high-strain-rate high-temperature tension tests, so-called Gleeble tests, was carried out on 21 heats of Ni - 18 to 19 mass% Cr - 20 to 22 mass% W alloys at temperatures ranging from 800 to 1300°C at every 50°C for most of the heats, and also at 500, 600 and 700°C for the other heats. Based on the results obtained the following conclusions are drawn :

- (1) The addition of Mn and Si was extremely harmful to the hot workability.
- (2) The addition of B was effective to improve the hot workability.

* Daido Steel Co., Ltd.

- (3) The addition of Y was extremely effective to improve the hot workability. The saturation point of the effectiveness was higher than 0.008 mass%.
- (4) The addition of Ti was extremely effective to improve the hot workability. Around 0.08 mass% addition of Ti was enough to exhibit the effectiveness.
- (5) The addition of Nb, Fe and/or the enrichment of C exhibited no beneficial influence in the aspect of the hot workability substantially.
- (6) A new Ni-Cr-W superalloy, which shows extremely superior hot workability, has been developed. It will be possible that the new alloy is manufactured in an industrial scale.

Keywords : Ni-Cr-W Superalloy, Minor Elements, Hot Workability, VHTR,
HTGR

目 次

| | |
|--------------------------|----|
| 1. 緒 言 | 1 |
| 2. 実験方法 | 1 |
| 2.1 供試材料 | 1 |
| 2.2 試験片，試験装置及び試験条件 | 2 |
| 3. 実験結果及び考察 | 2 |
| 3.1 全体的傾向 | 2 |
| 3.2 添加元素の影響 | 3 |
| 3.3 総合評価 | 4 |
| 4. 結 言 | 5 |
| 謝 辞 | 5 |
| 参考文献 | 6 |
| 付 録 | 18 |

Contents

| | |
|--|----|
| 1. Introduction | 1 |
| 2. Experimental Methods | 1 |
| 2.1 Materials | 1 |
| 2.2 Specimen, Experimental Apparatus and Test Conditions | 2 |
| 3. Results and Discussion | 2 |
| 3.1 General Trend | 2 |
| 3.2 Effect of Minor Elements | 3 |
| 3.3 Comprehensive Evaluation | 4 |
| 4. Conclusions | 5 |
| Acknowledgment | 5 |
| References | 6 |
| Appendix | 18 |

1. 緒 言

我が国の高温ガス炉 (High-Temperature Gas-Cooled Reactor, HTGR) 開発においては、原子炉出口冷却材温度950℃の高温工学試験研究炉 (High-Temperature Engineering Test Reactor, HTTR) を最初に建設することが計画され、既にその建設が、日本原子力研究所大洗研究所において開始されている^(1,2)。このHTTRの高温構造用部材としては、ハステロイXの原子炉用改良合金であるハステロイXR⁽³⁾を使用することが予定されており^(1,2,4,5)、現在までにこの合金の総合確性試験が日本原子力研究所、材料応用工学研究室を中心として実施されてきた^(1,2,5)。

核熱エネルギーの有効利用という観点からは、原子炉出口冷却材温度がより高温であるほどカスケード的な利用範囲が広がることになるが、950℃を上回る超高温部でハステロイXRを使用することは、この合金の特性から好ましくないという結論が、上記の総合確性試験の比較的初期の段階で得られた⁽⁶⁾。

そのため、日本原子力研究所では将来の原子炉出口冷却材温度1000℃級のHTGRの開発に備えてハステロイXRとは別の新合金の開発にも取り組んできた^(1,2,5,7)。この新合金の開発に当たって、昭和48年度から昭和55年度まで実施された通商産業省工業技術院の大型プロジェクト「高温還元ガス利用による直接製鉄技術の研究開発」で得られた結果⁽⁸⁾から、基本的にはNi-Cr-W系の合金を採用することとし、高温での耐久性関連の諸特性の均衡がとれた合金を目指して、一連の試験研究を行ってきた⁽⁷⁾。その第1段階においては、基本となるNi-Cr-W組成比の最適値がNi-18~19mass%Cr-20~22mass%Wであることを見出した⁽⁷⁾。第2段階では、この最適なNi-Cr-W組成比の合金に対する微量添加元素の効果を調べている。この新合金を実用化するためには、工業規模で安定した品質での供給が行える必要がある。こうした観点から、熱間加工性は重要な指標の1つと考えられる。そこで、Ni-18~19mass%Cr-20~22mass%W合金の熱間加工性に及ぼすMn, Si, B, Y, Ti等の微量添加の影響を系統的に調べた。

2. 実験方法

2.1 供試材料

供試材料は、21種類のNi-18~19mass%Cr-20~22mass%W合金であり、その化学組成をTable 1に示す。これらの合金は、Ni-18~19mass%Cr-20~22mass%Wの基本組成に対して、C含有量を0.05mass%以下とし、Zrを0.02~0.05mass%添加することを共通とした上で、C

1. 緒 言

我が国の高温ガス炉 (High-Temperature Gas-Cooled Reactor, HTGR) 開発においては、原子炉出口冷却材温度950℃の高温工学試験研究炉 (High-Temperature Engineering Test Reactor, HTTR) を最初に建設することが計画され、既にその建設が、日本原子力研究所大洗研究所において開始されている^(1,2)。このHTTRの高温構造用部材としては、ハステロイXの原子炉用改良合金であるハステロイXR⁽³⁾を使用することが予定されており^(1,2,4,5)、現在までにこの合金の総合確性試験が日本原子力研究所、材料応用工学研究室を中心として実施されてきた^(1,2,5)。

核熱エネルギーの有効利用という観点からは、原子炉出口冷却材温度がより高温であるほどカスケード的な利用範囲が広がることになるが、950℃を上回る超高温部でハステロイXRを使用することは、この合金の特性から好ましくないという結論が、上記の総合確性試験の比較的初期の段階で得られた⁽⁶⁾。

そのため、日本原子力研究所では将来の原子炉出口冷却材温度1000℃級のHTGRの開発に備えてハステロイXRとは別の新合金の開発にも取り組んできた^(1,2,5,7)。この新合金の開発に当たって、昭和48年度から昭和55年度まで実施された通商産業省工業技術院の大型プロジェクト「高温還元ガス利用による直接製鉄技術の研究開発」で得られた結果⁽⁸⁾から、基本的にはNi-Cr-W系の合金を採用することとし、高温での耐久性関連の諸特性の均衡がとれた合金を目指して、一連の試験研究を行ってきた⁽⁷⁾。その第1段階においては、基本となるNi-Cr-W組成比の最適値がNi-18~19mass%Cr-20~22mass%Wであることを見出した⁽⁷⁾。第2段階では、この最適なNi-Cr-W組成比の合金に対する微量添加元素の効果を調べている。この新合金を実用化するためには、工業規模で安定した品質での供給が行える必要がある。こうした観点から、熱間加工性は重要な指標の1つと考えられる。そこで、Ni-18~19mass%Cr-20~22mass%W合金の熱間加工性に及ぼすMn, Si, B, Y, Ti等の微量添加の影響を系統的に調べた。

2. 実験方法

2.1 供試材料

供試材料は、21種類のNi-18~19mass%Cr-20~22mass%W合金であり、その化学組成をTable 1に示す。これらの合金は、Ni-18~19mass%Cr-20~22mass%Wの基本組成に対して、C含有量を0.05mass%以下とし、Zrを0.02~0.05mass%添加することを共通とした上で、C

含有量をやや高めた合金(Heat 2)、Nbを添加した合金(Heat 3)、Feを添加した合金(Heat 4)のほかに、Mn, Si, B, Y及びTiの添加効果を調べるために準備した合金である。ここで、C, Nb, B及びTiは主として、クリープ強度等の高温強度の向上に寄与する可能性があると考えられる元素⁽⁹⁻¹²⁾、Feは高温延性の向上に寄与する可能性があると考えられる元素⁽¹³⁾、Mn及びSiとYは主として、HTGRヘリウム中における耐食性の向上に寄与する可能性があると考えられる元素である^(3, 14-19)。なお、供試材料とした21種類のNi-18~19mass%Cr-20~22mass%W合金はいずれも50~150kg規模で溶製した。

2.2 試験片、試験装置及び試験条件

ここで行った試験は、高温の試験片を高速で引張るいわゆるグリーブル試験という方法である。用いた試験片は、Fig. 1にその形状及び寸法を示すように、平行部直径5mm、平行部長さ20mmの平滑丸棒型であり、直径15mmの熱間鍛造仕上げ丸棒もしくは熱間鍛造後熱間圧延仕上げ丸棒から採取した。用いた試験装置は、容量80kNの熱間加工性評価試験装置(直接通電加熱方式の高速高温引張試験装置)である。

試験温度は、800~1300℃の間の50℃ごとの11水準を標準とし、一部の合金については、500、600及び700℃での試験も行った。試験前の試験片加熱は、熱間鍛造時の加熱を模擬して、Fig. 2に示すような方法を行った。試験は、クロスヘッドの移動速度を50.8mm/sの一定(254%/sのひずみ速度に相当する。)として行い、引張強さと破断絞りを求めた。

3. 実験結果及び考察

Table 2及びFig. 3~Fig. 23に、グリーブル試験結果を示す。過去の経験から50%以上の破断絞りの得られることが、熱間加工が可能と判断する目安である。そこで、この目安を念頭に置き、破断絞りにのみ注目して、全体的傾向、添加元素の影響及び総合評価に関する議論を進めることとする。

3.1 全体的傾向

全データを眺めると、いずれの合金においても、1200℃付近が、比較的熱間加工性が良好な温度となっており、①1200℃程度以下の全温度域を通じて50%以上の破断絞りの得られる、熱間加工性の良好な合金と、②1200℃よりも少し低温側で著しく破断絞りの低下する現象の見られる、熱間加工性に劣る合金、とに大別できる。前者に該当する合金

含有量をやや高めた合金(Heat 2)、Nbを添加した合金(Heat 3)、Feを添加した合金(Heat 4)のほかに、Mn, Si, B, Y及びTiの添加効果を調べるために準備した合金である。ここで、C, Nb, B及びTiは主として、クリープ強度等の高温強度の向上に寄与する可能性があると考えられる元素⁽⁹⁻¹²⁾、Feは高温延性の向上に寄与する可能性があると考えられる元素⁽¹³⁾、Mn及びSiとYは主として、HTGRヘリウム中における耐食性の向上に寄与する可能性があると考えられる元素である^(3, 14-19)。なお、供試材料とした21種類のNi-18~19mass%Cr-20~22mass%W合金はいずれも50~150kg規模で溶製した。

2.2 試験片, 試験装置及び試験条件

ここで行った試験は、高温の試験片を高速で引張るいわゆるグリーブル試験という方法である。用いた試験片は、Fig. 1にその形状及び寸法を示すように、平行部直径5mm、平行部長さ20mmの平滑丸棒型であり、直径15mmの熱間鍛造仕上げ丸棒もしくは熱間鍛造後熱間圧延仕上げ丸棒から採取した。用いた試験装置は、容量80kNの熱間加工性評価試験装置(直接通電加熱方式の高速高温引張試験装置)である。

試験温度は、800~1300℃の間の50℃ごとの11水準を標準とし、一部の合金については、500、600及び700℃での試験も行った。試験前の試験片加熱は、熱間鍛造時の加熱を模擬して、Fig. 2に示すような方法を採用した。試験は、クロスヘッドの移動速度を50.8mm/sの一定(254%/sのひずみ速度に相当する。)として行い、引張強さと破断絞りを求めた。

3. 実験結果及び考察

Table 2及びFig. 3~Fig. 23に、グリーブル試験結果を示す。過去の経験から50%以上の破断絞りの得られることが、熱間加工が可能と判断する目安である。そこで、この目安を念頭に置き、破断絞りにのみ注目して、全体的傾向、添加元素の影響及び総合評価に関する議論を進めることとする。

3.1 全体的傾向

全データを眺めると、いずれの合金においても、1200℃付近が、比較的熱間加工性が良好な温度となっており、①1200℃程度以下の全温度域を通じて50%以上の破断絞りの得られる、熱間加工性の良好な合金と、②1200℃よりも少し低温側で著しく破断絞りの低下する現象の見られる、熱間加工性に劣る合金、とに大別できる。前者に該当する合金

は、Heat 10, 15, 18, 20及び21であり、後者に該当する合金は、Heat 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 11, 12, 13, 14, 16, 17及び19である。後者に該当する合金の中でも、熱間加工性には優劣の差がある。

3.2 添加元素の影響

C含有量をやや高めたHeat 2, Nbを添加したHeat 3の熱間加工性は劣っており、熱間加工性という観点からは、C含有量を高めることやNbを添加することの利点は無い。Feを添加したHeat 4は、Heat 1, 2及び3と比較すると、わずかに熱間加工性が向上しているといえるが、その効果は極めて小さい。

Heat 1(Mn, Si添加)とHeat 5及び6(いずれもMn, Si無添加でその他の化学組成はHeat 1とほぼ同一)の比較、Heat 14(Mn, Si添加)とHeat 15(Mn, Si無添加でその他の化学組成はHeat 14とほぼ同一)の比較、Heat 17(Mn, Si添加)とHeat 18(Mn, Si無添加でその他の化学組成はHeat 17とほぼ同一)の比較から、Mn及びSiの添加は、熱間加工性という観点からは非常に有害であるということが分かる。

Heat 7(B添加)とHeat 1(B無添加でその他の化学組成はHeat 7とほぼ同一)の比較、Heat 11(B添加)とHeat 12(B無添加でその他の化学組成はHeat 11とほぼ同一)の比較、Heat 19(B添加)とHeat 16(B無添加でその他の化学組成はHeat 19とほぼ同一)の比較から、Bの添加は、Ni-Cr-W系合金の熱間加工性をわずかに改善する効果があるということが分かる。

Heat 9及び10(いずれもY添加)とHeat 11(Y無添加でその他の化学組成はHeat 9及び10とほぼ同一)の比較、Heat 17(Y添加)とHeat 14(Y無添加でその他の化学組成はHeat 17とほぼ同一)の比較、Heat 18(Y添加)とHeat 15(Y無添加でその他の化学組成はHeat 18とほぼ同一)の比較から、Yの添加は、Ni-Cr-W系合金の熱間加工性を著しく改善する効果があるということが分かる。また、Heat 9とHeat 10の比較から、その効果は0.008mass%程度までは飽和せず、多量に含有しているほど熱間加工性が良好であるといえる。

Heat 12(Ti添加)とHeat 13(Ti無添加でその他の化学組成はHeat 12とほぼ同一)の比較、Heat 18及び20(いずれもTi添加)とHeat 19(Ti無添加でその他の化学組成はHeat 18及び20とほぼ同一)の比較から、Tiの添加は、Ni-Cr-W系合金の熱間加工性を著しく改善する効果があるということが分かる。また、Heat 18とHeat 20の比較から、0.08mass%程度の添加で、十分に良好な熱間加工性を有する合金が得られるということが指摘できる。

3.3 総合評価

Fig. 24～Fig. 27に、Ni-Cr-W系合金のグリーンブル試験において50%以上の破断絞りの得られる温度範囲をMn, Si, B, Y及びTiの含有量の関数として示す。これらの図には、本研究で得た21合金のデータに加えて、これまでに報告されている同系合金の同一試験条件下で得たデータ⁽⁷⁾も併せて示してある。

3.2で述べたように、Mn及びSiの添加は、熱間加工性という観点からは非常に有害であり、Fig. 24からもそれはよく分かる。Fig. 24において、Mn及びSiを含有しているにもかかわらず、例外的に良好な熱間加工性の得られている合金はHeat 10であり、この合金は、Table 1から分かるように、Bを0.005mass%、Yを0.008mass%、Tiを0.2mass%含有している。すなわち、熱間加工性の向上に有効な元素を、本研究の供試材料の中では最も多く含有している合金である。

3.2で述べたように、Bの添加は、Ni-Cr-W系合金の熱間加工性をわずかに改善する効果があり、Fig. 25から分かるように、Bを添加しないで、良好な熱間加工性の得られている合金は皆無である。但し、0.005mass%程度のBを添加しているにもかかわらず熱間加工性に劣る合金もいくつか存在する。これらの合金のほとんどは、Mn及びSiを含有している。

3.2で述べたように、Yの添加は、Ni-Cr-W系合金の熱間加工性を著しく改善する効果があり、Fig. 26から分かるように、Yを添加しないで、良好な熱間加工性の得られている合金は皆無である。0.007mass%のYを含有しているにもかかわらず、例外的に熱間加工性にやや不十分な点のある合金はHeat 8であり、この合金は、Table 1から分かるように、Bを添加していない。なお、ここで観察されたYの添加効果と同様の効果として、ステンレス鋼において、希土類元素の添加が熱間加工性を顕著に向上することが報告されている⁽²⁰⁾。

3.2で述べたように、Tiの添加は、Ni-Cr-W系合金の熱間加工性を著しく改善する効果があり、Fig. 27からもそれはよく分かる。Fig. 27において、Tiを添加していないにもかかわらず、例外的に良好な熱間加工性の得られている合金はHeat 21であり、この合金は、Table 1から分かるように、Mn及びSiを無添加とし、Bを0.004mass%、Yを0.007mass%含有している。なお、0.2mass%程度のTiを添加しているにもかかわらず熱間加工性に劣る合金もいくつか存在する。これらの合金のほとんどは、Mn及びSiを含有している。

Ni-18~19mass%Cr-20~22mass%W合金において、本報で対象としている熱間加工性のほかに高温耐久性関連の諸特性の均衡を考慮した場合に、C含有量を0.05mass%以下とし、Zr, B, Y及びTiをそれぞれ0.02~0.05, 0.005, 0.007及び0.08mass%程度添加し、Mn, Si, Nb及びFeを無添加とする組成の合金が最適であると考えられている⁽¹¹⁾。この最適化学組成の合金は、上に述べた結果及び従来の経験から判断して、工業規模で製造することが可能であると考えられる。

4. 結 言

Ni-18~19mass%Cr-20~22mass%W合金の熱間加工性に及ぼすMn, Si, B, Y, Ti等の微量添加の影響を系統的に調べるために、21種類のNi-18~19mass%Cr-20~22mass%W合金を供試材料として、直接通電加熱方式の高速高温引張試験(いわゆるグリーンブル試験)を行った。試験温度は、800~1300℃の間の50℃ごとの11水準を標準とした。得られた結論は以下のとおりである。

- (1)Mn及びSiの添加は、熱間加工性には非常に有害であった。
- (2)Bの添加は、熱間加工性の向上に有効であった。
- (3)Yの添加は、熱間加工性の向上に非常に有効であった。その効果は0.008mass%程度までは飽和せず、多量に含有しているほど熱間加工性が良好であった。
- (4)Tiの添加は、熱間加工性の向上に非常に有効であり、0.08mass%程度の添加で、十分に良好な熱間加工性を有する合金が得られた。
- (5)C含有量を高めること、Nbを添加すること、Feを添加することはいずれも熱間加工性という観点からはほとんど利点は無かった。
- (6)十分な熱間加工性を有しているNi-Cr-W系合金の化学組成(C含有量を0.05mass%以下とし、Zr, B, Y及びTiをそれぞれ0.02~0.05, 0.005, 0.007及び0.08mass%程度添加し、Mn, Si, Nb及びFeを無添加とする組成)を見つけることができた。従来の経験から判断して、この合金を工業規模で製造することは可能であると考えられる。

謝 辞

本研究の遂行に当たり、燃料・材料工学部長近藤達男氏をはじめとする高温ガス炉研究委員会超耐熱合金専門部会(部会長; (株)超高温材料研究センター技術顧問田中良平氏)の委員各位には有益な御討論を頂いた。ここに深く感謝の意を表します。

Ni-18~19mass%Cr-20~22mass%W合金において、本報で対象としている熱間加工性のほかに高温耐久性関連の諸特性の均衡を考慮した場合に、C含有量を0.05mass%以下とし、Zr, B, Y及びTiをそれぞれ0.02~0.05, 0.005, 0.007及び0.08mass%程度添加し、Mn, Si, Nb及びFeを無添加とする組成の合金が最適であると考えられている⁽¹¹⁾。この最適化学組成の合金は、上に述べた結果及び従来の経験から判断して、工業規模で製造することが可能であると考えられる。

4. 結 言

Ni-18~19mass%Cr-20~22mass%W合金の熱間加工性に及ぼすMn, Si, B, Y, Ti等の微量添加の影響を系統的に調べるために、21種類のNi-18~19mass%Cr-20~22mass%W合金を供試材料として、直接通電加熱方式の高速高温引張試験(いわゆるグリーンブル試験)を行った。試験温度は、800~1300℃の間の50℃ごとの11水準を標準とした。得られた結論は以下のとおりである。

- (1)Mn及びSiの添加は、熱間加工性には非常に有害であった。
- (2)Bの添加は、熱間加工性の向上に有効であった。
- (3)Yの添加は、熱間加工性の向上に非常に有効であった。その効果は0.008mass%程度までは飽和せず、多量に含有しているほど熱間加工性が良好であった。
- (4)Tiの添加は、熱間加工性の向上に非常に有効であり、0.08mass%程度の添加で、十分に良好な熱間加工性を有する合金が得られた。
- (5)C含有量を高めること、Nbを添加すること、Feを添加することはいずれも熱間加工性という観点からはほとんど利点は無かった。
- (6)十分な熱間加工性を有しているNi-Cr-W系合金の化学組成(C含有量を0.05mass%以下とし、Zr, B, Y及びTiをそれぞれ0.02~0.05, 0.005, 0.007及び0.08mass%程度添加し、Mn, Si, Nb及びFeを無添加とする組成)を見つけることができた。従来の経験から判断して、この合金を工業規模で製造することは可能であると考えられる。

謝 辞

本研究の遂行に当たり、燃料・材料工学部長近藤達男氏をはじめとする高温ガス炉研究委員会超耐熱合金専門部会(部会長; (株)超高温材料研究センター技術顧問田中良平氏)の委員各位には有益な御討論を頂いた。ここに深く感謝の意を表します。

Ni-18~19mass%Cr-20~22mass%W合金において、本報で対象としている熱間加工性のほかに高温耐久性関連の諸特性の均衡を考慮した場合に、C含有量を0.05mass%以下とし、Zr, B, Y及びTiをそれぞれ0.02~0.05, 0.005, 0.007及び0.08mass%程度添加し、Mn, Si, Nb及びFeを無添加とする組成の合金が最適であると考えられている⁽¹⁾。この最適化学組成の合金は、上に述べた結果及び従来の経験から判断して、工業規模で製造することが可能であると考えられる。

4. 結 言

Ni-18~19mass%Cr-20~22mass%W合金の熱間加工性に及ぼすMn, Si, B, Y, Ti等の微量添加の影響を系統的に調べるために、21種類のNi-18~19mass%Cr-20~22mass%W合金を供試材料として、直接通電加熱方式の高速高温引張試験(いわゆるグリーンブル試験)を行った。試験温度は、800~1300℃の間の50℃ごとの11水準を標準とした。得られた結論は以下のとおりである。

- (1)Mn及びSiの添加は、熱間加工性には非常に有害であった。
- (2)Bの添加は、熱間加工性の向上に有効であった。
- (3)Yの添加は、熱間加工性の向上に非常に有効であった。その効果は0.008mass%程度までは飽和せず、多量に含有しているほど熱間加工性が良好であった。
- (4)Tiの添加は、熱間加工性の向上に非常に有効であり、0.08mass%程度の添加で、十分に良好な熱間加工性を有する合金が得られた。
- (5)C含有量を高めること、Nbを添加すること、Feを添加することはいずれも熱間加工性という観点からはほとんど利点は無かった。
- (6)十分な熱間加工性を有しているNi-Cr-W系合金の化学組成(C含有量を0.05mass%以下とし、Zr, B, Y及びTiをそれぞれ0.02~0.05, 0.005, 0.007及び0.08mass%程度添加し、Mn, Si, Nb及びFeを無添加とする組成)を見つけることができた。従来の経験から判断して、この合金を工業規模で製造することは可能であると考えられる。

謝 辞

本研究の遂行に当たり、燃料・材料工学部長近藤達男氏をはじめとする高温ガス炉研究委員会超耐熱合金専門部会(部会長; (株)超高温材料研究センター技術顧問田中良平氏)の委員各位には有益な御討論を頂いた。ここに深く感謝の意を表します。

参考文献

- (1) 日本原子力研究所：高温工学試験研究の現状(1990)
- (2) 高温ガス炉研究会実行委員会：日本原子力研究所レポート JAERI-M 90-078 (May 1990)
- (3) M. Shindo and T. Kondo : in Proc. Conf. on Gas-Cooled Reactors Today, Bristol/UK, 1982(British Nuclear Energy Society)Vol.2, p.179
- (4) 大洗研究所高温工学試験研究炉設計室、東海研究所燃料・材料工学部、東海研究所高温工学部：日本原子力研究所レポート JAERI-M 89-005 (February 1989)
- (5) H. Tsuji, H. Nakajima and T. Kondo : in Proc. of a Specialists Meeting on High Temperature Metallic Materials for Gas-Cooled Reactors, Cracow/Poland , 1989(IAEA, Vienna)p.81
- (6) 日本原子力研究所：多目的高温ガス炉耐熱金属材料検討ワーキンググループ報告書 (1981)
- (7) 高温ガス炉研究委員会超耐熱合金専門部会：日本原子力研究所レポート JAERI-M 88-270(January 1989)
- (8) 通商産業省・工業技術院、原子力製鉄技術研究組合：高温還元ガス利用による直接製鉄技術の研究開発－総合報告書－(1981)
- (9) 渡辺力蔵、千葉芳孝：鉄と鋼 65(1979)p.1013
- (10) 稲積透、松尾孝、田中良平、植木正憲：日本学術振興会第123委員会研究報告 22 (1981)p.317
- (11) 竹山雅夫、三浦徹、松尾孝、菊池実、田中良平：鉄と鋼 72(1986)p.1359
- (12) 榎木義淳、吉川州彦、行俊照夫：日本学術振興会第123委員会研究報告 23(1982)p.11
- (13) 行俊照夫、吉川州彦、榎木義淳：鉄と鋼 64(1978)S946
- (14) 新藤雅美、近藤達男：鉄と鋼 68(1982)p.1628
- (15) 新藤雅美、近藤達男：日本原子力研究所レポート JAERI-M 83-118(July 1983)
- (16) 斎藤安俊：鉄と鋼 65(1979)p.747
- (17) J. M. Francis and W. H. Whitlow : Corrosion Science, 5(1965)p.701
- (18) J. K. Tien and F. S. Pettit : Metallurgical Transactions, 3(1972)p.1587
- (19) J. K. Tien and W. H. Rand : Scripta Metallurgica, 6(1972)p.55
- (20) 長谷川正義監修：ステンレス鋼便覧, 1973(日刊工業社)p.359

Table 1 Chemical composition of specimen materials (mass%)

| | C | Si | Mn | P | S | Cu | Cr | W | Ti | Nb | Ta | Zr | Y | B | Co | Al | N | O | Fe | Ni |
|---------|-------|-------|-------|--------|--------|-------|-------|-------|-------|-------|---------|-------|--------|---------|--------|-------|--------|--------|------|------|
| Heat 1 | 0.025 | 0.27 | 0.94 | 0.002 | 0.002 | --- | 18.14 | 21.62 | 0.25 | <0.01 | <0.01 | 0.05 | <0.001 | 0.0002 | 0.01 | 0.009 | 0.0024 | --- | 0.16 | Bal. |
| Heat 2 | 0.059 | 0.25 | 0.95 | 0.002 | 0.002 | --- | 18.61 | 21.39 | 0.25 | <0.01 | <0.01 | 0.02 | <0.001 | 0.0002 | 0.01 | 0.007 | 0.0035 | --- | 0.17 | Bal. |
| Heat 3 | 0.020 | 0.29 | 1.01 | 0.002 | 0.002 | --- | 18.52 | 21.61 | 0.22 | 0.96 | <0.01 | 0.04 | <0.001 | 0.0002 | 0.01 | 0.009 | 0.0030 | --- | 0.19 | Bal. |
| Heat 4 | 0.021 | 0.29 | 0.95 | 0.002 | 0.002 | --- | 18.58 | 21.46 | 0.25 | <0.01 | <0.01 | 0.02 | <0.001 | 0.0003 | 0.01 | 0.006 | 0.0035 | --- | 5.10 | Bal. |
| Heat 5 | 0.016 | 0.01 | 0.01 | 0.001 | 0.001 | --- | 18.35 | 21.62 | 0.24 | <0.01 | <0.01 | 0.05 | <0.001 | 0.0001 | 0.02 | 0.004 | 0.0021 | --- | 0.09 | Bal. |
| Heat 6 | 0.014 | 0.02 | <0.01 | 0.001 | 0.001 | --- | 18.47 | 21.63 | 0.24 | <0.01 | <0.01 | 0.05 | 0.001 | 0.0002 | 0.01 | 0.007 | 0.0029 | --- | 0.07 | Bal. |
| Heat 7 | 0.019 | 0.26 | 0.95 | 0.001 | 0.002 | --- | 18.46 | 21.44 | 0.25 | <0.01 | <0.01 | 0.02 | <0.001 | 0.0035 | 0.01 | 0.010 | 0.0035 | --- | 0.17 | Bal. |
| Heat 8 | 0.040 | <0.02 | <0.01 | <0.002 | 0.001 | --- | 18.62 | 21.38 | 0.24 | 0.02 | 0.0017 | 0.04 | 0.007 | <0.0005 | 0.0074 | 0.023 | 0.0015 | 0.0012 | 0.05 | Bal. |
| Heat 9 | 0.028 | 0.28 | 0.76 | <0.002 | 0.001 | --- | 18.62 | 20.71 | 0.19 | 0.02 | <0.0002 | 0.03 | 0.002 | 0.0045 | 0.0083 | 0.011 | 0.0016 | 0.0014 | 0.05 | Bal. |
| Heat 10 | 0.02 | 0.30 | 0.81 | <0.002 | <0.001 | --- | 18.49 | 20.57 | 0.20 | 0.03 | <0.01 | 0.03 | 0.008 | 0.0050 | <0.02 | 0.014 | 0.0031 | 0.0007 | 0.03 | Bal. |
| Heat 11 | 0.028 | 0.29 | 0.77 | <0.002 | 0.001 | --- | 18.61 | 20.94 | 0.20 | 0.02 | <0.0002 | 0.03 | <0.002 | 0.0055 | 0.0095 | 0.014 | 0.0017 | 0.0014 | 0.05 | Bal. |
| Heat 12 | 0.032 | 0.30 | 0.80 | <0.002 | 0.001 | --- | 18.63 | 21.75 | 0.20 | 0.02 | <0.0002 | 0.03 | <0.002 | <0.0005 | 0.0066 | 0.013 | 0.0013 | 0.0010 | 0.06 | Bal. |
| Heat 13 | 0.033 | 0.28 | 0.78 | <0.002 | 0.001 | --- | 18.62 | 21.51 | 0.014 | 0.02 | <0.0002 | 0.03 | <0.002 | <0.0005 | 0.0075 | 0.011 | 0.0016 | 0.0020 | 0.07 | Bal. |
| Heat 14 | 0.03 | 0.31 | 0.59 | 0.002 | <0.001 | <0.01 | 18.46 | 20.99 | 0.16 | --- | --- | 0.02 | <0.002 | 0.0042 | 0.03 | 0.026 | 0.0030 | 0.0007 | 0.03 | Bal. |
| Heat 15 | 0.03 | 0.07 | 0.06 | 0.002 | <0.001 | <0.01 | 18.52 | 21.11 | 0.18 | --- | --- | 0.03 | <0.002 | 0.0056 | 0.03 | 0.012 | 0.0009 | 0.0012 | 0.04 | Bal. |
| Heat 16 | 0.03 | <0.01 | <0.01 | <0.002 | <0.001 | <0.01 | 18.24 | 21.60 | <0.01 | --- | --- | 0.03 | 0.003 | 0.0003 | <0.01 | 0.008 | 0.0014 | 0.0011 | 0.03 | Bal. |
| Heat 17 | 0.02 | 0.28 | 0.75 | 0.014 | 0.001 | <0.01 | 18.29 | 20.39 | 0.15 | --- | --- | 0.022 | 0.003 | 0.0047 | <0.02 | 0.010 | 0.002 | 0.0013 | 0.13 | Bal. |
| Heat 18 | 0.03 | <0.01 | 0.01 | 0.017 | <0.001 | <0.01 | 18.44 | 21.08 | 0.21 | --- | --- | 0.035 | 0.005 | 0.0047 | <0.02 | 0.018 | 0.002 | 0.0013 | 0.13 | Bal. |
| Heat 19 | 0.03 | <0.01 | 0.01 | 0.018 | <0.001 | <0.01 | 18.29 | 21.48 | 0.008 | --- | --- | 0.022 | 0.003 | 0.0051 | <0.02 | 0.011 | 0.010 | 0.0028 | 0.13 | Bal. |
| Heat 20 | 0.03 | <0.01 | 0.01 | 0.003 | <0.001 | --- | 18.4 | 21.3 | 0.08 | <0.01 | --- | 0.02 | 0.004 | 0.006 | 0.03 | 0.02 | <0.001 | <0.001 | 0.01 | Bal. |
| Heat 21 | 0.05 | <0.01 | 0.01 | 0.003 | 0.002 | --- | 18.2 | 21.2 | <0.01 | <0.01 | --- | 0.02 | 0.007 | 0.004 | 0.02 | 0.02 | <0.001 | <0.001 | 0.01 | Bal. |

Table 2 Results of Gleeble tests for Ni - 18 to 19 mass% Cr - 20 to 22 mass% W superalloys

| Heat | Test temperature (°C) | 500 | 600 | 700 | 800 | 850 | 900 | 950 | 1000 | 1050 | 1100 | 1150 | 1200 | 1250 | 1300 |
|---------|------------------------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| Heat 1 | Tensile strength (MPa) | --- | --- | --- | 627 | 602 | 583 | 488 | 395 | 406 | 396 | 375 | 330 | 271 | 113 |
| | Reduction of area (%) | --- | --- | --- | 46.6 | 36.4 | 39.9 | 22.6 | 17.2 | 16.5 | 15.9 | 20.6 | 51.8 | 41.3 | 4.3 |
| Heat 2 | Tensile strength (MPa) | --- | --- | --- | 685 | 602 | 583 | 543 | 497 | 467 | 405 | 370 | 342 | 313 | 106 |
| | Reduction of area (%) | --- | --- | --- | 37.9 | 30.7 | 24.7 | 22.0 | 18.1 | 17.6 | 18.1 | 24.5 | 62.1 | 46.7 | 1.8 |
| Heat 3 | Tensile strength (MPa) | --- | --- | --- | 640 | 619 | 575 | 524 | 502 | 480 | 418 | 384 | 329 | 276 | 15 |
| | Reduction of area (%) | --- | --- | --- | 40.4 | 35.8 | 28.7 | 22.0 | 19.2 | 26.5 | 27.2 | 29.9 | 49.0 | 51.9 | 3.8 |
| Heat 4 | Tensile strength (MPa) | --- | --- | --- | 649 | 621 | 582 | 516 | 481 | 440 | 392 | 342 | 320 | 304 | 56 |
| | Reduction of area (%) | --- | --- | --- | 35.9 | 41.1 | 26.4 | 20.4 | 21.7 | 22.2 | 24.3 | 35.0 | 63.3 | 63.3 | 1.4 |
| Heat 5 | Tensile strength (MPa) | --- | --- | --- | 608 | 565 | 536 | 533 | 513 | 482 | 431 | 384 | 322 | 297 | 282 |
| | Reduction of area (%) | --- | --- | --- | 61.0 | 48.6 | 37.3 | 28.6 | 34.4 | 35.3 | 42.2 | 66.8 | 71.6 | 64.0 | 10.9 |
| Heat 6 | Tensile strength (MPa) | --- | --- | --- | 616 | 533 | 510 | 443 | 406 | 391 | 375 | 392 | 325 | 320 | 273 |
| | Reduction of area (%) | --- | --- | --- | 42.1 | 44.2 | 29.6 | 24.8 | 21.0 | 20.4 | 20.4 | 22.4 | 58.7 | 66.0 | 51.7 |
| Heat 7 | Tensile strength (MPa) | --- | --- | --- | 650 | 610 | 576 | 540 | 466 | 429 | 406 | 349 | 297 | 316 | 61 |
| | Reduction of area (%) | --- | --- | --- | 40.4 | 43.6 | 36.0 | 29.0 | 20.8 | 22.4 | 22.2 | 39.7 | 63.6 | 43.9 | 2.2 |
| Heat 8 | Tensile strength (MPa) | --- | --- | --- | 635 | 594 | 559 | 518 | 489 | 452 | 405 | 342 | 324 | 263 | 120 |
| | Reduction of area (%) | --- | --- | --- | 48.9 | 52.3 | 59.0 | 32.6 | 76.0 | 77.8 | 82.8 | 83.4 | 83.0 | 55.8 | 0.0 |
| Heat 9 | Tensile strength (MPa) | --- | --- | --- | 585 | 576 | 520 | 513 | 456 | 425 | 398 | 332 | 297 | 269 | 126 |
| | Reduction of area (%) | --- | --- | --- | 61.7 | 50.3 | 41.2 | 30.3 | 43.8 | 61.1 | 71.6 | 79.9 | 70.8 | 4.0 | 0.0 |
| Heat 10 | Tensile strength (MPa) | 693 | 656 | 637 | 597 | --- | 548 | --- | 497 | 454 | 445 | 364 | 324 | 309 | 225 |
| | Reduction of area (%) | 70.5 | 62.9 | 67.0 | 67.0 | --- | 62.4 | --- | 66.2 | 74.1 | 70.7 | 76.4 | 59.5 | 47.1 | 0.0 |
| Heat 11 | Tensile strength (MPa) | --- | --- | --- | 595 | 545 | 535 | 517 | 458 | 431 | 414 | 333 | 297 | 286 | 136 |
| | Reduction of area (%) | --- | --- | --- | 46.7 | 53.4 | 46.7 | 43.0 | 48.4 | 63.4 | 68.1 | 63.5 | 55.9 | 10.1 | 0.0 |
| Heat 12 | Tensile strength (MPa) | --- | --- | --- | 637 | 626 | 554 | 544 | 484 | 451 | 412 | 319 | 314 | 274 | 131 |
| | Reduction of area (%) | --- | --- | --- | 44.5 | 37.9 | 31.1 | 31.1 | 45.5 | 54.4 | 62.8 | 74.7 | 77.4 | 47.4 | 0.0 |
| Heat 13 | Tensile strength (MPa) | --- | --- | --- | 640 | 611 | 560 | 501 | 484 | 448 | 391 | 329 | 295 | 269 | 120 |
| | Reduction of area (%) | --- | --- | --- | 32.3 | 33.1 | 20.8 | 20.3 | 21.3 | 30.1 | 49.0 | 68.3 | 74.7 | 58.1 | 0.0 |
| Heat 14 | Tensile strength (MPa) | --- | --- | 622 | 586 | --- | 517 | --- | 421 | 392 | 332 | 262 | 236 | 191 | 48 |
| | Reduction of area (%) | --- | --- | 56.6 | 53.9 | --- | 39.4 | --- | 40.7 | 59.7 | 80.6 | 83.3 | 76.0 | 48.4 | 0.0 |
| Heat 15 | Tensile strength (MPa) | --- | --- | --- | 588 | 540 | --- | 471 | --- | 408 | 388 | 337 | 280 | 249 | 178 |
| | Reduction of area (%) | --- | --- | --- | 56.6 | 59.2 | --- | 56.6 | --- | 75.5 | 73.6 | 80.7 | 82.8 | 78.0 | 15.7 |
| Heat 16 | Tensile strength (MPa) | --- | --- | --- | 593 | 542 | --- | 465 | --- | 432 | 379 | 323 | 270 | 239 | 193 |
| | Reduction of area (%) | --- | --- | --- | 65.1 | 62.1 | --- | 49.1 | --- | 59.0 | 73.8 | 77.9 | 85.7 | 90.3 | 73.4 |
| Heat 17 | Tensile strength (MPa) | --- | --- | --- | 557 | 529 | --- | 425 | --- | 379 | 368 | 332 | 269 | 215 | 154 |
| | Reduction of area (%) | --- | --- | --- | 62.4 | 55.1 | --- | 39.5 | --- | 24.0 | 30.7 | 55.4 | 77.1 | 65.7 | 5.9 |
| Heat 18 | Tensile strength (MPa) | --- | --- | --- | 607 | 552 | --- | 482 | --- | 438 | 362 | 330 | 304 | 229 | 199 |
| | Reduction of area (%) | --- | --- | --- | 61.6 | 61.4 | --- | 71.4 | --- | 81.6 | 84.2 | 90.7 | 90.0 | 84.8 | 63.1 |
| Heat 19 | Tensile strength (MPa) | --- | --- | --- | 540 | 521 | --- | 481 | --- | 413 | 385 | 323 | 293 | 247 | 202 |
| | Reduction of area (%) | --- | --- | --- | 59.4 | 59.6 | --- | 49.2 | --- | 39.4 | 51.0 | 62.6 | 80.4 | 84.1 | 54.4 |
| Heat 20 | Tensile strength (MPa) | --- | --- | --- | 583 | 528 | --- | 492 | --- | 421 | 410 | 357 | 302 | 246 | 203 |
| | Reduction of area (%) | --- | --- | --- | 61.8 | 66.8 | --- | 78.5 | --- | 82.7 | 84.1 | 90.2 | 90.6 | 83.5 | 53.1 |
| Heat 21 | Tensile strength (MPa) | --- | --- | --- | 621 | 561 | --- | 492 | --- | 432 | 404 | 353 | 286 | 240 | 199 |
| | Reduction of area (%) | --- | --- | --- | 58.5 | 61.7 | --- | 70.4 | --- | 77.3 | 81.9 | 93.8 | 87.6 | 81.4 | 29.9 |

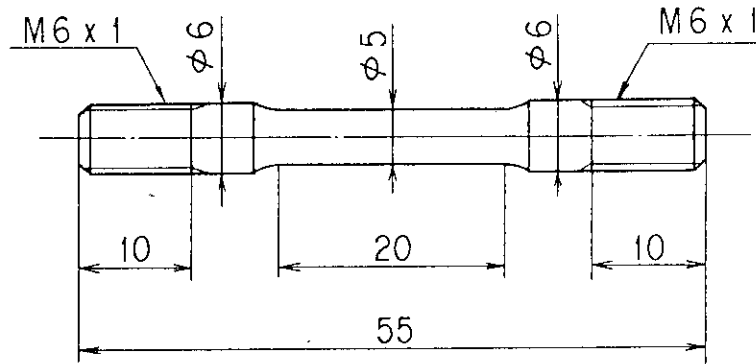


Fig. 1 Geometry of the specimen (mm)

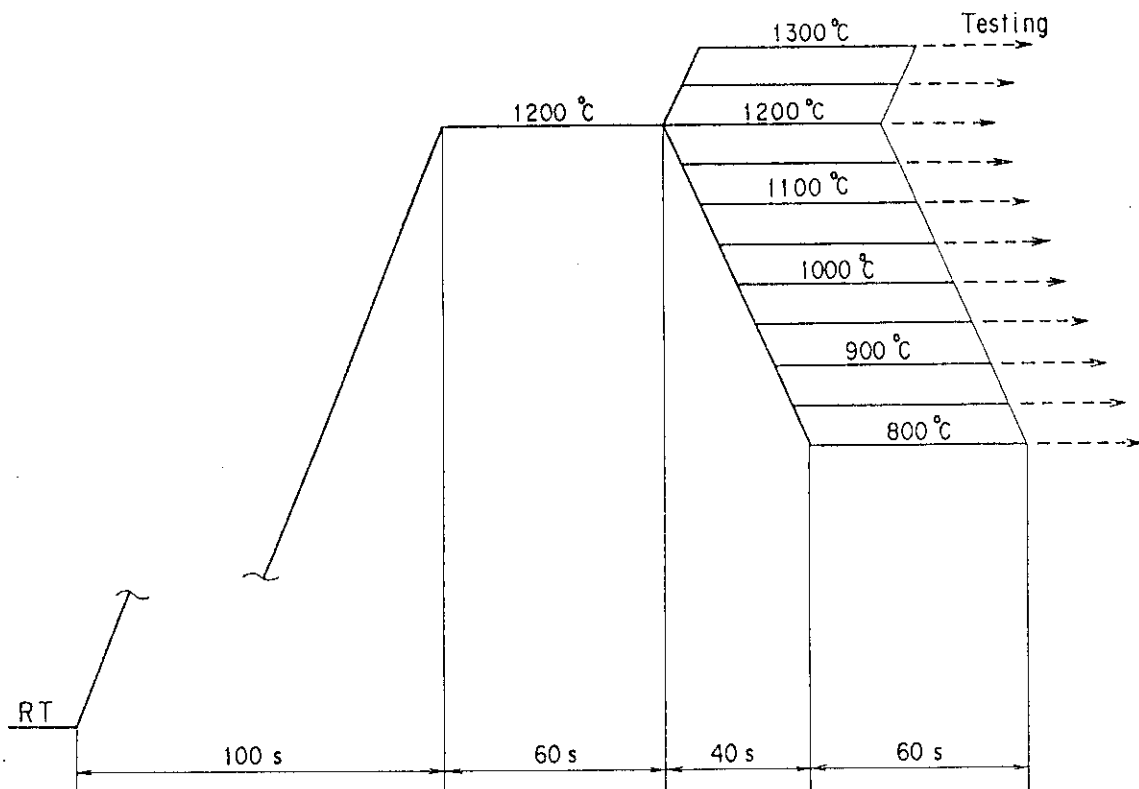


Fig. 2 Heating process for Gleeble tests

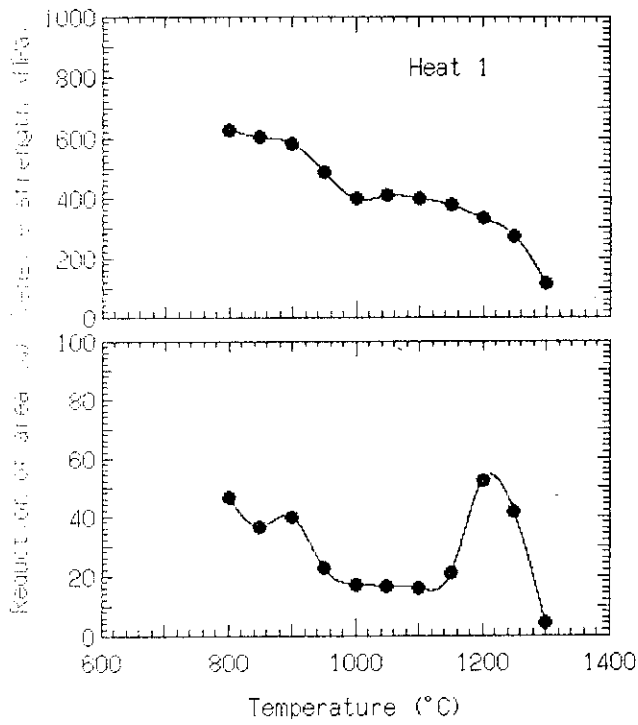


Fig. 3 Results of Gleeble tests for Heat 1

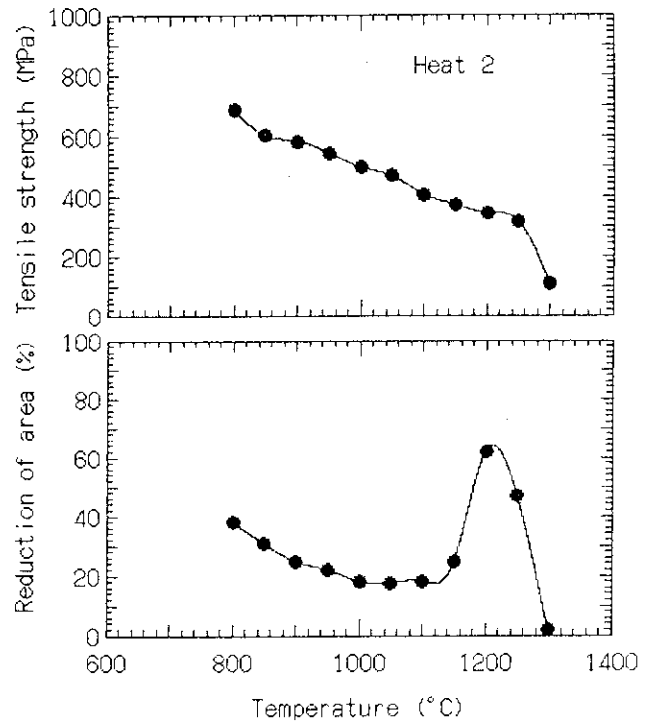


Fig. 4 Results of Gleeble tests for Heat 2

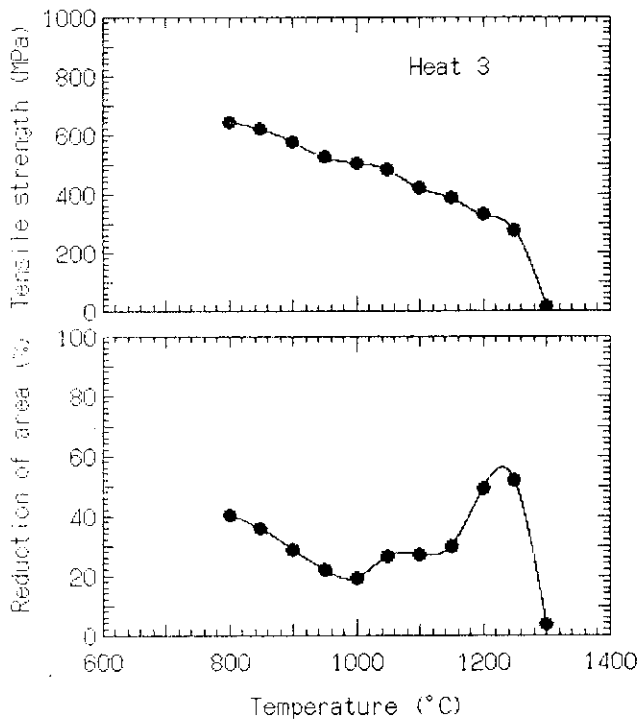


Fig. 5 Results of Gleeble tests for Heat 3

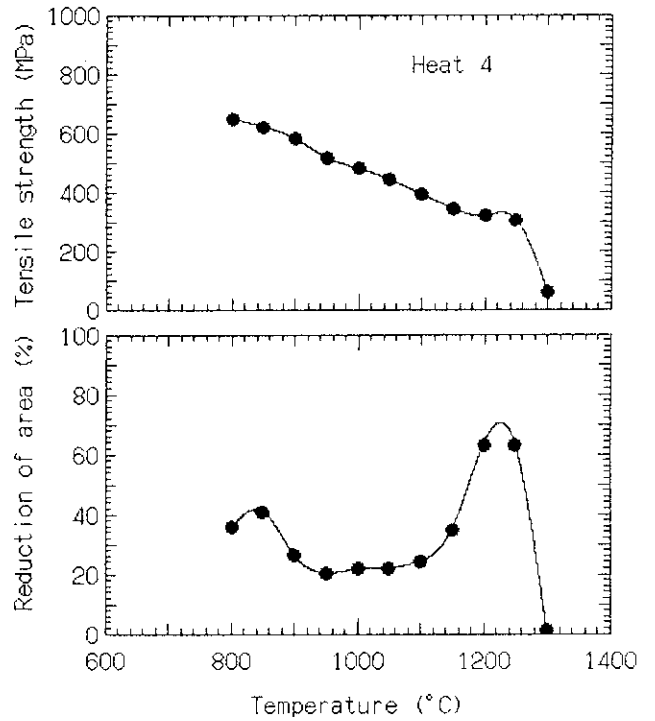


Fig. 6 Results of Gleeble tests for Heat 4

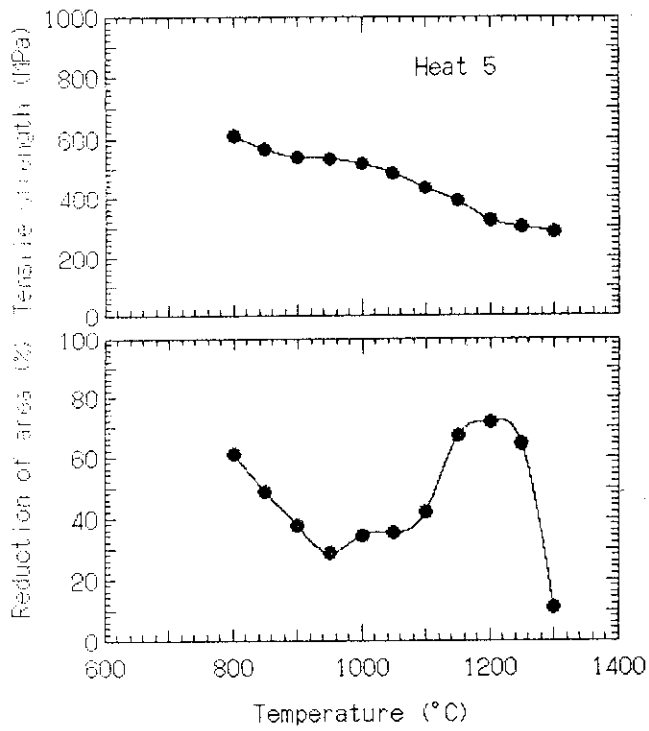


Fig. 7 Results of Gleeble tests for Heat 5

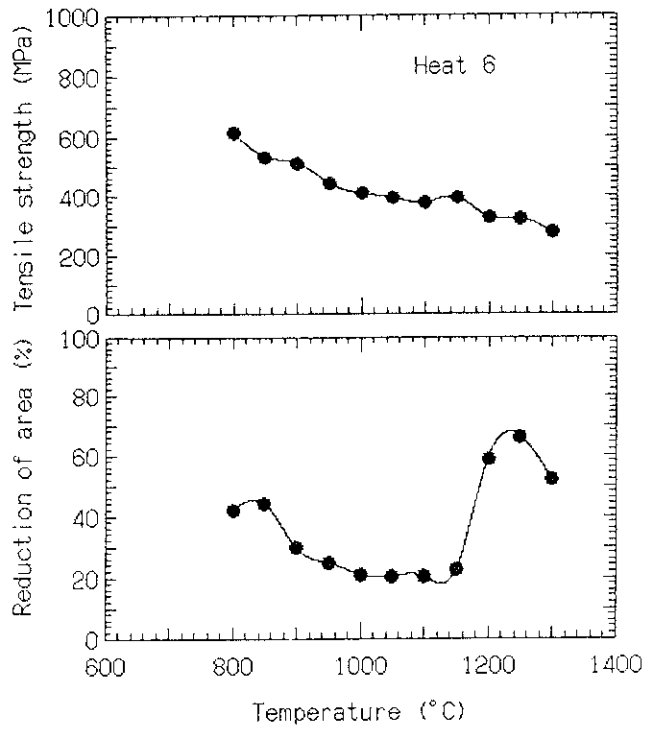


Fig. 8 Results of Gleeble tests for Heat 6

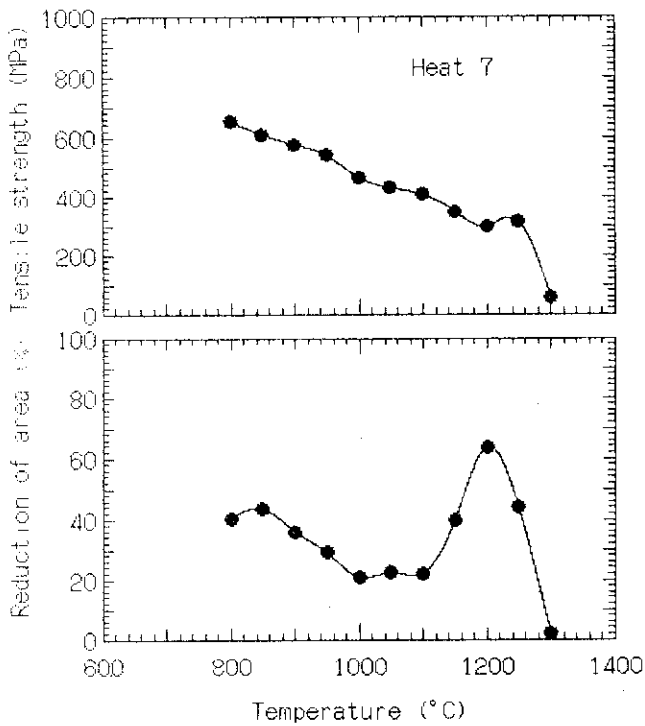


Fig. 9 Results of Gleeble tests for Heat 7

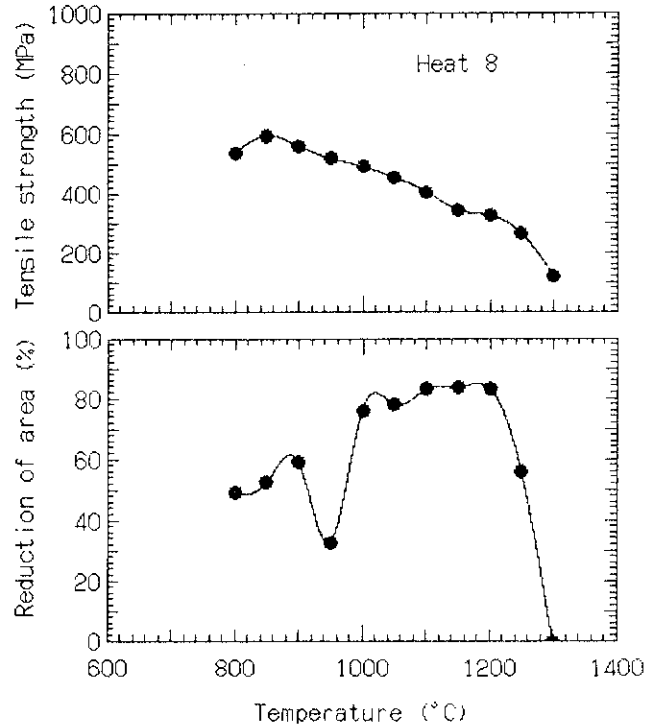


Fig. 10 Results of Gleeble tests for Heat 8

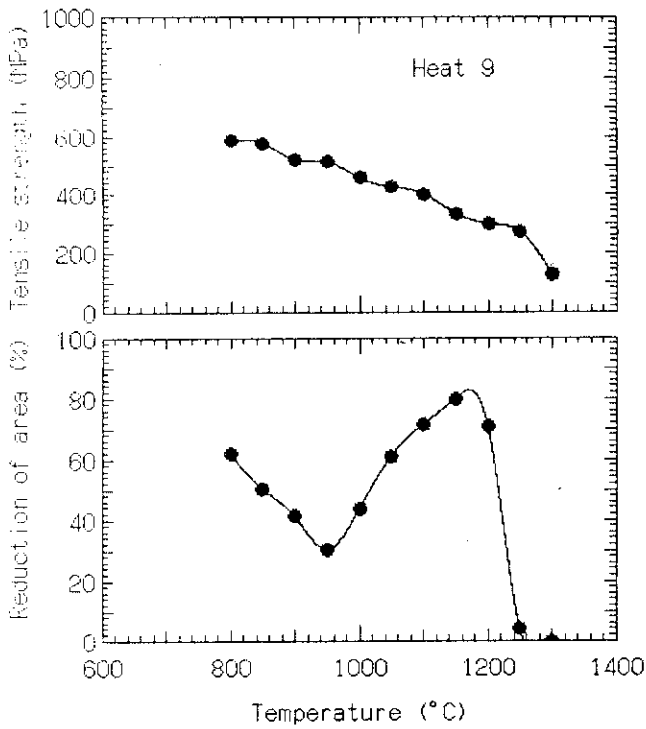


Fig. 11 Results of Gleeble tests for Heat 9

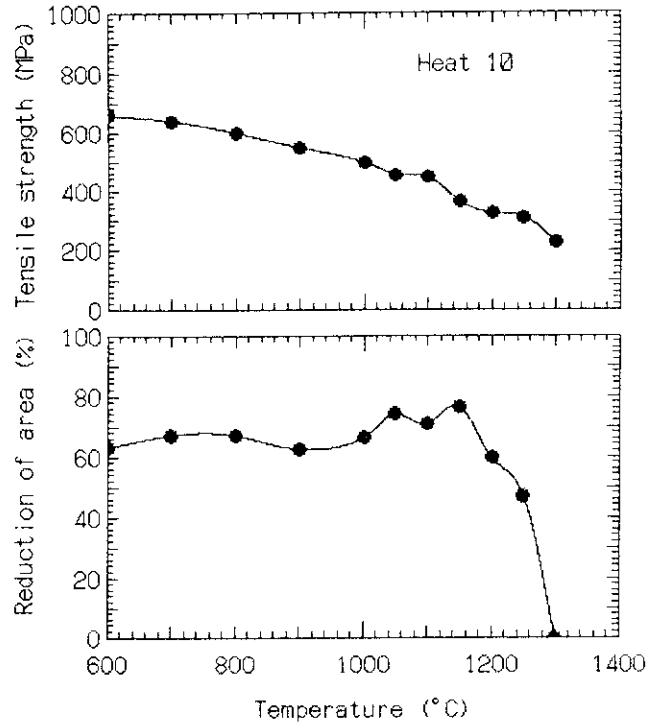


Fig. 12 Results of Gleeble tests for Heat 10

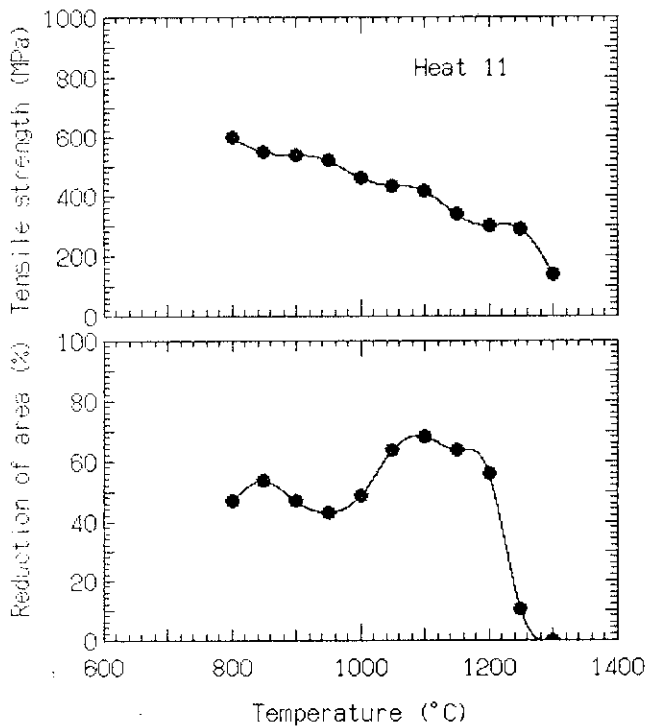


Fig. 13 Results of Gleeble tests for Heat 11

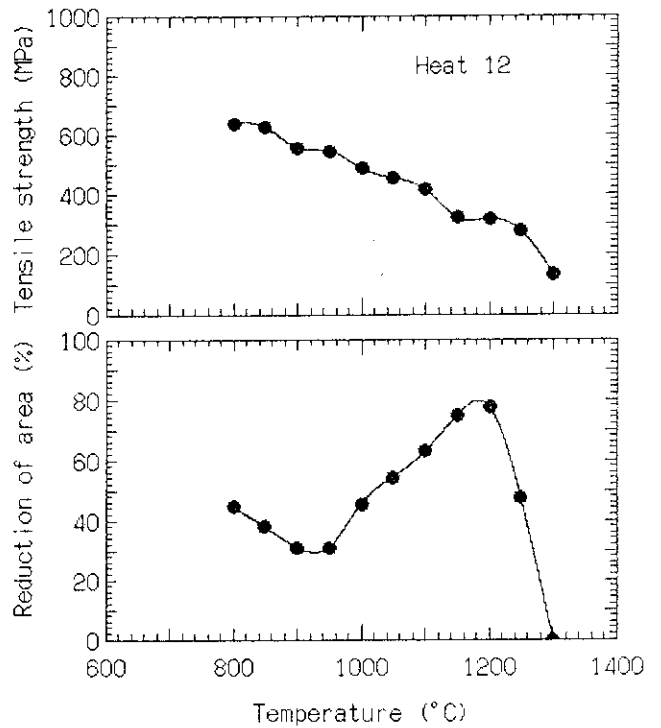


Fig. 14 Results of Gleeble tests for Heat 12

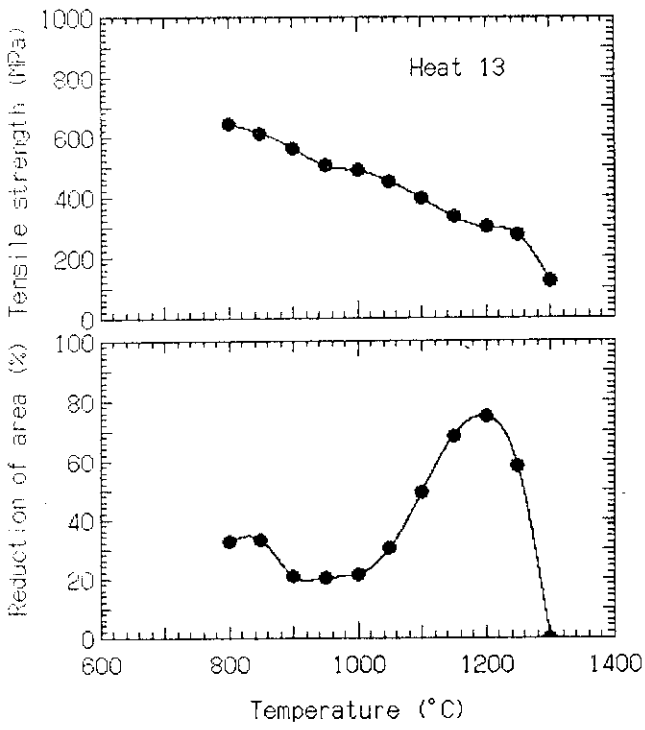


Fig. 15 Results of Gleeble tests for Heat 13

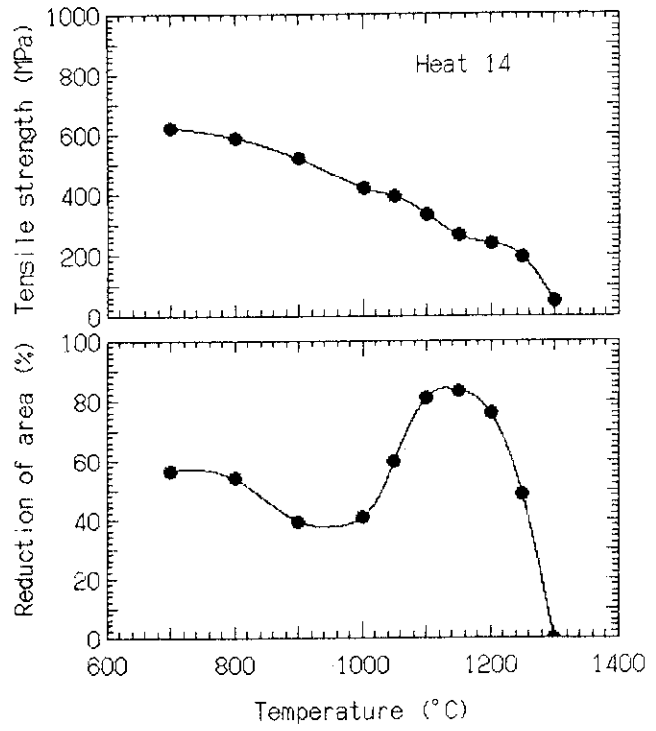


Fig. 16 Results of Gleeble tests for Heat 14

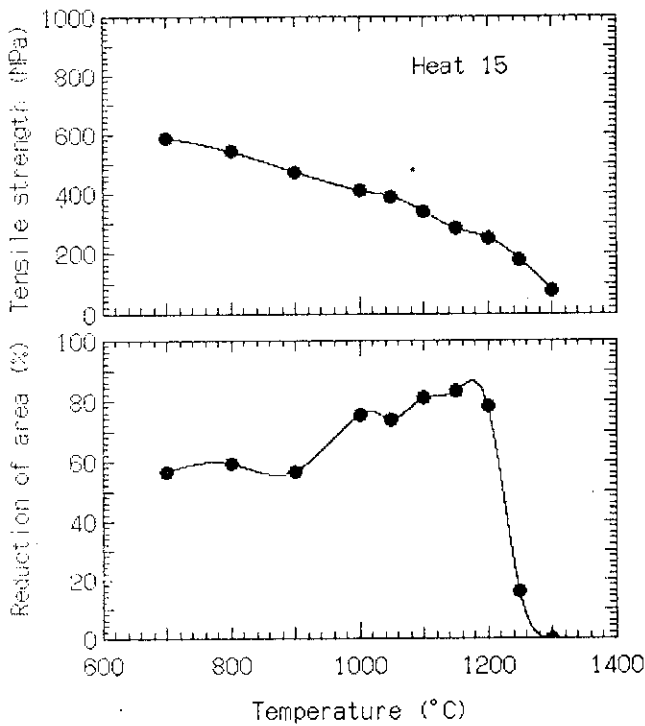


Fig. 17 Results of Gleeble tests for Heat 15

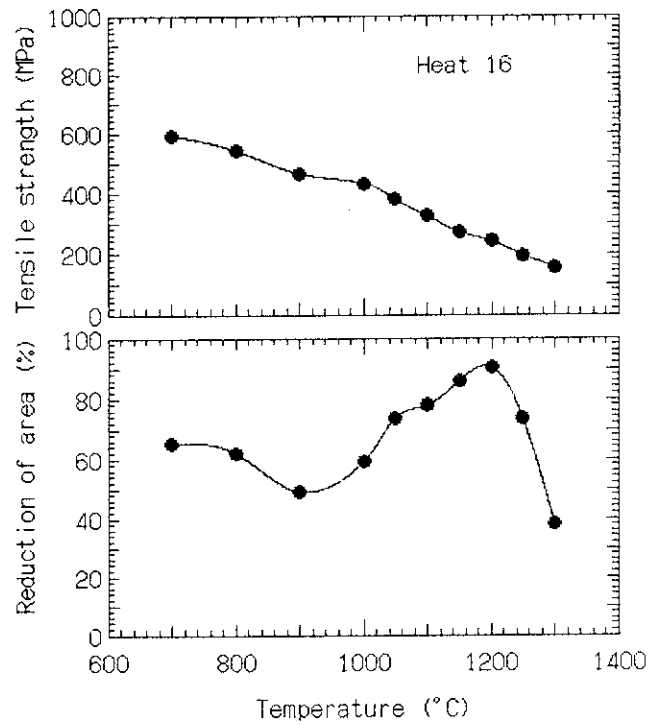


Fig. 18 Results of Gleeble tests for Heat 16

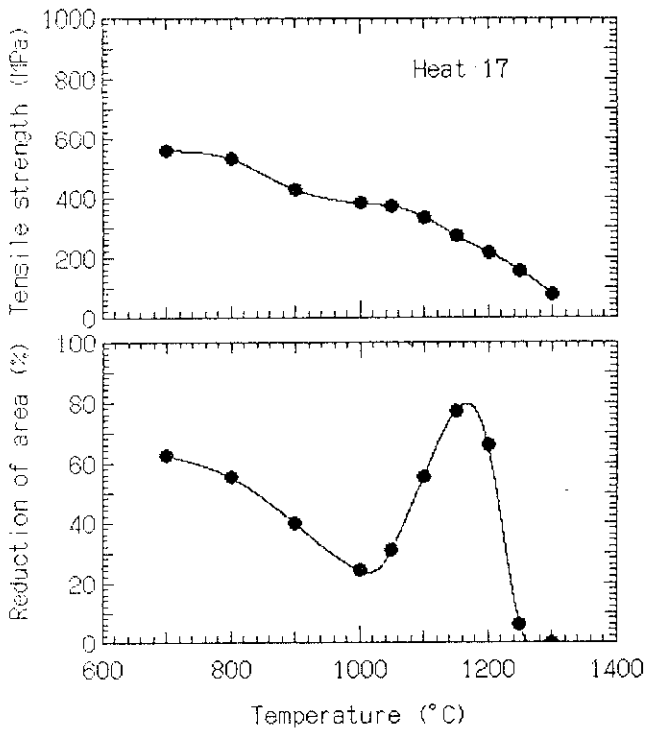


Fig. 19 Results of Gleeble tests for Heat 17

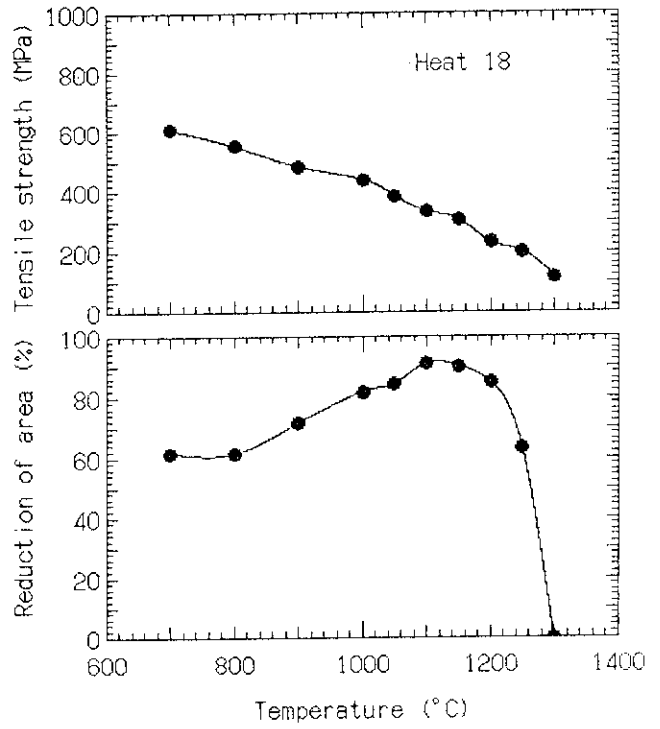


Fig. 20 Results of Gleeble tests for Heat 18

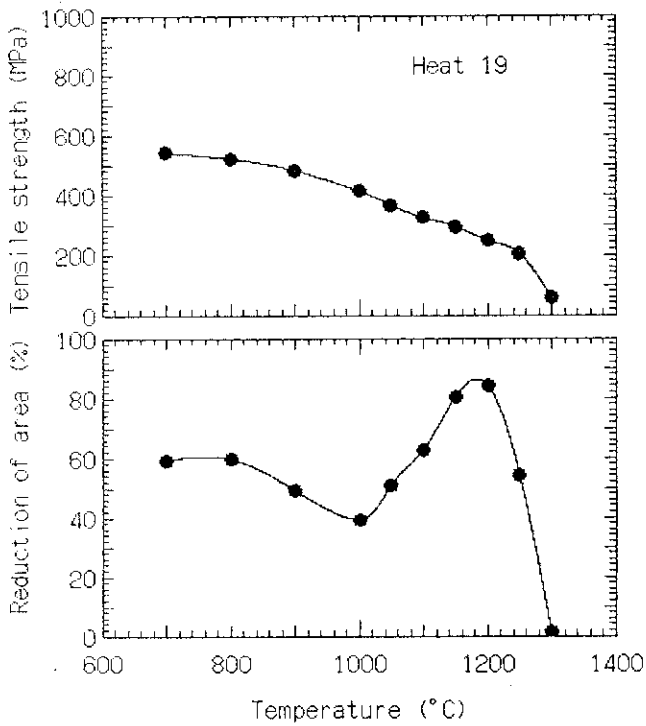


Fig. 21 Results of Gleeble tests for Heat 19

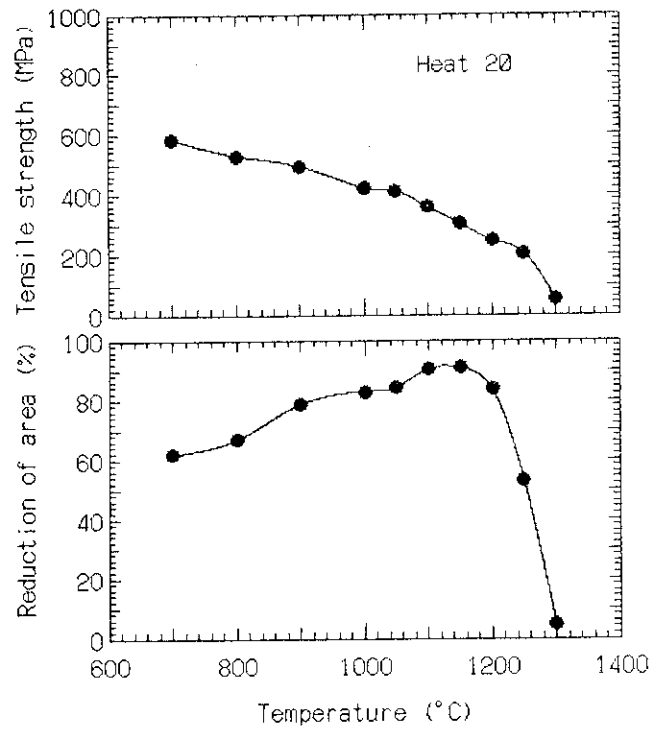


Fig. 22 Results of Gleeble tests for Heat 20

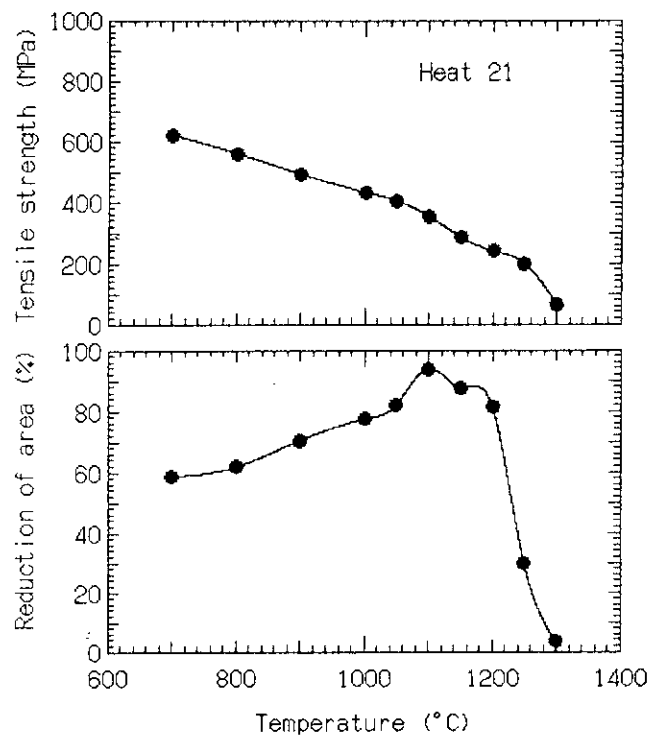


Fig. 23 Results of Gleeble tests for Heat 21

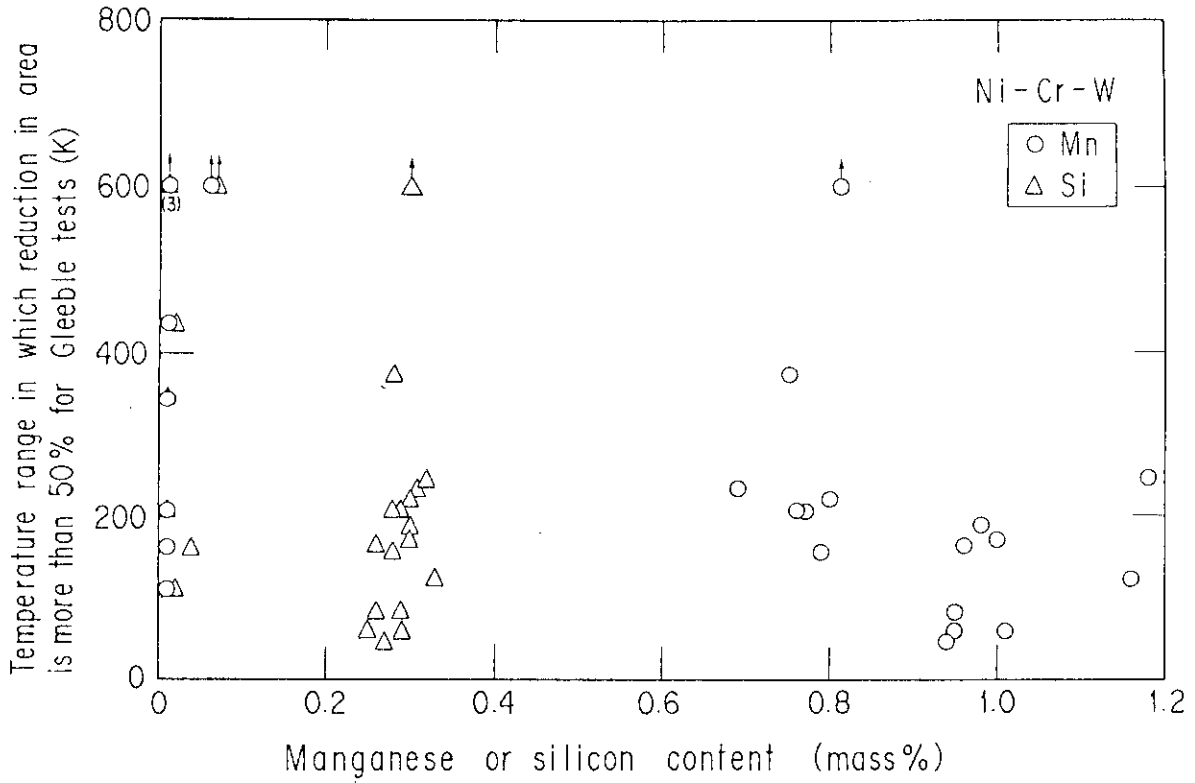


Fig. 24 Temperature range in which reduction in area is more than 50 % for Gleeble tests as a function of manganese or silicon content

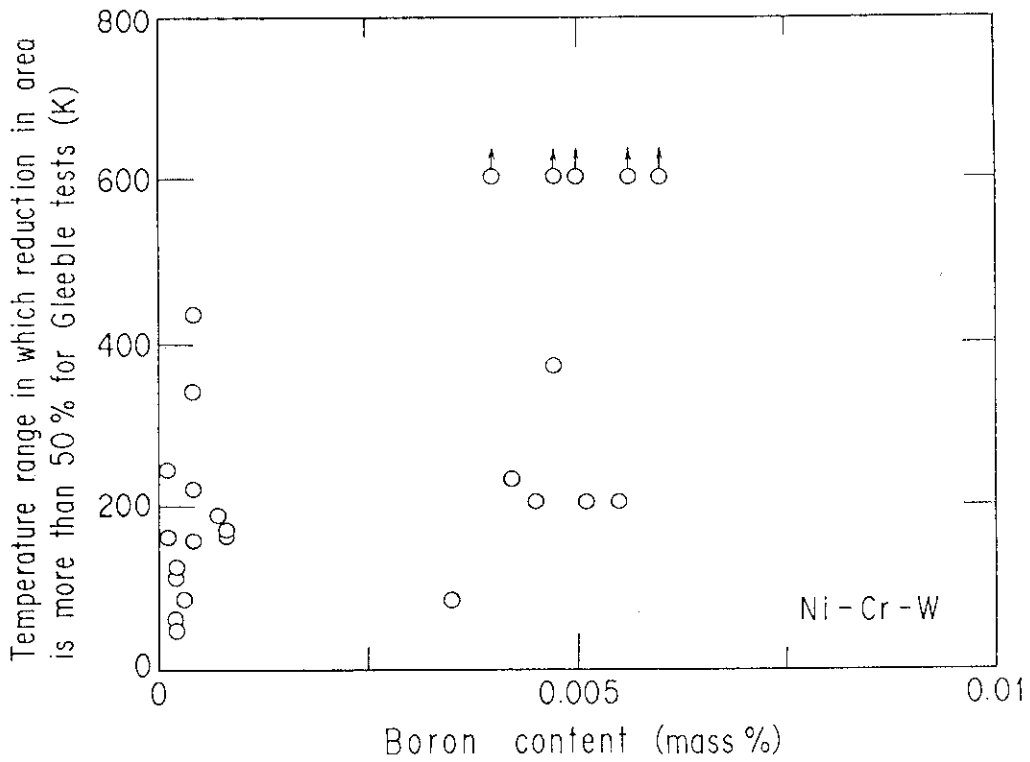


Fig. 25 Temperature range in which reduction in area is more than 50 % for Gleeble tests as a function of boron content

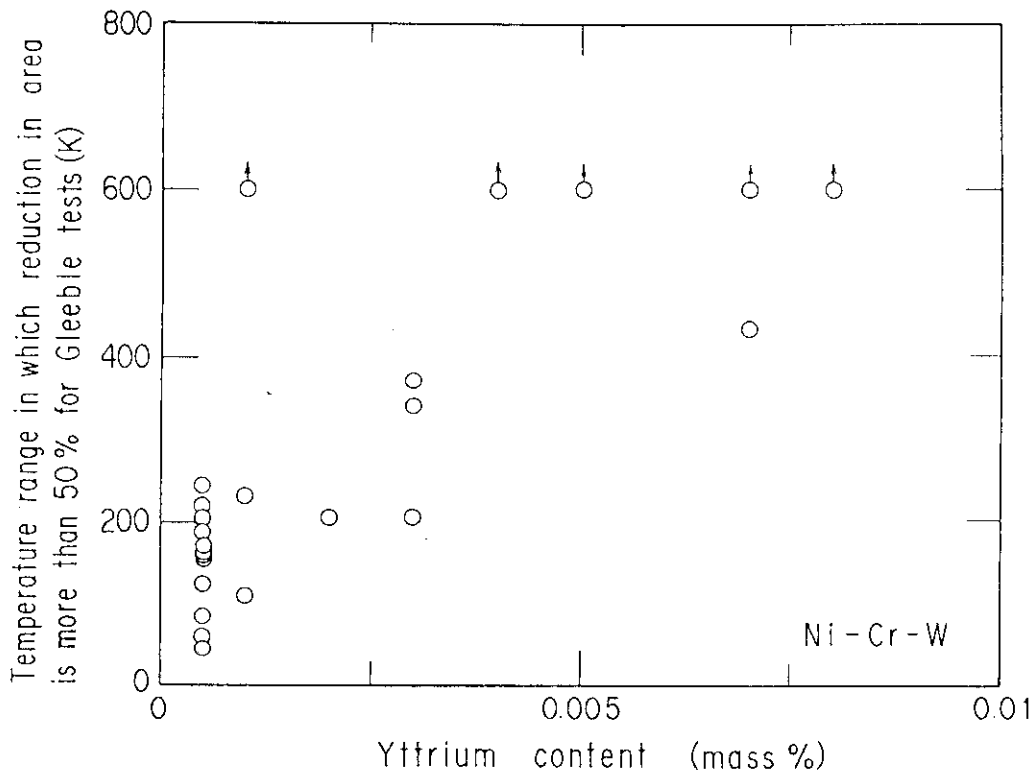


Fig. 26 Temperature range in which reduction in area is more than 50 % for Gleeble tests as a function of yttrium content

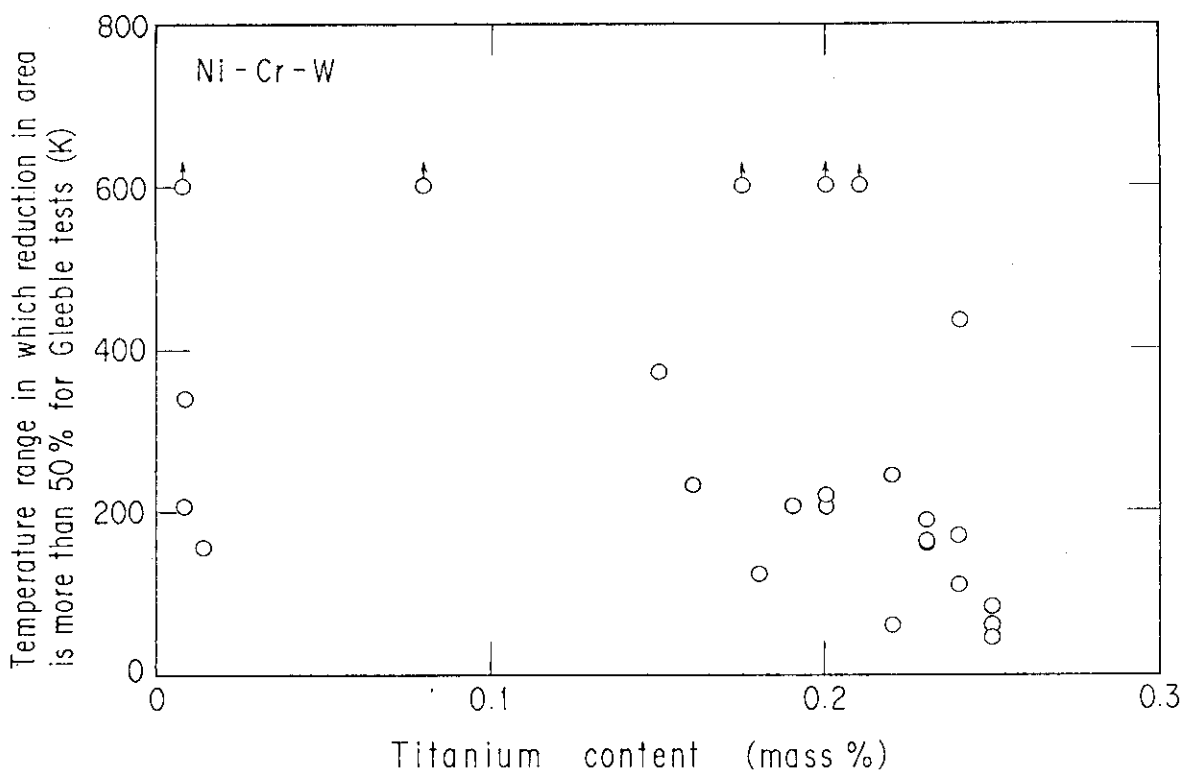


Fig. 27 Temperature range in which reduction in area is more than 50 % for Gleeble tests as a function of titanium content

付 録

本研究で得たデータから、化学組成と熱間加工性の関係の重回帰分析を試みた。いずれの供試材料も、1200℃付近が比較的熱間加工性が良好な温度となっており、この温度を超えると急激に熱間加工性が低下していることや経済効率の面も考慮して、実際の熱間加工は1200℃よりもやや低い温度で行われることになるが、熱間加工中にもわずかに温度は低下するため結局、1000～1200℃が熱間加工温度と考えられる。そこで、熱間加工性の指標としては、1000～1200℃におけるグリーンブル試験で得た破断絞りの平均値を採用した。

重回帰分析を行うに当たって、説明変数相互間に高い相関があることは重回帰分析結果の信頼度を下げることになる。ところが、本研究における供試材料の化学組成のうち、MnとSiについては常に対で添加もしくは無添加としていた。そこで、本研究で対象としたC, Mn, Si, Ti, Nb, Y, B及びFeの8元素の含有量をすべて説明変数として採用した場合と、Mn及びSiについては(Mn+Si)で1元素という取り扱いをした場合の2ケースについて重回帰分析を行った。その結果をTable A-1及びTable A-2にそれぞれ示す。

1. 8元素の含有量をすべて説明変数として採用した場合

Table A-1から分かるように、8元素の含有量をすべて説明変数として採用した場合の予測式は以下ようになる。

$$RA = 38.1167 + 486.8489C - 95.2241Mn + 237.6006Si - 11.8832Ti + 9.3676Nb + 2902.4702Y + 2120.7887B + 1.0927Fe \quad (1)$$

$$0 \leq C \leq 0.059, \quad 0 \leq Mn \leq 1.01, \quad 0 \leq Si \leq 0.31, \quad 0 \leq Ti \leq 0.25, \quad 0 \leq Nb \leq 0.96,$$

$$0 \leq Y \leq 0.008, \quad 0 \leq B \leq 0.006, \quad 0 \leq Fe \leq 5.10$$

但し、RA : %

C, Mn, Si, Ti, Nb, Y, B, Fe : mass%

回帰係数の符号から分かるように、破断絞りを高める効果のある元素は、C, Si, Nb, Y, B及びFeであり、逆に破断絞りを低くする元素は、Mn及びTiであるという結果が得られた。このうち、Ti, Nb及びFeについては、標準化回帰係数の絶対値及びt値が小さいことから、必ずしも強い効果を及ぼすものではない。さらに、これらの3元素については、回帰係数の絶対値よりも回帰係数の標準偏差が大きいことから、回帰係数の符号に対する確度も低い。残りのC, Mn, Si, Y及びBについては、この重回帰分析では、C, Si, Y及

びBが破断絞りを高める効果のある元素であり、Mnが破断絞りを低くする元素であるという確度は高い。この結果は、本文中で述べた事実とは、Siに関してのみ矛盾することになる。これは、MnとSiについては常に対で添加もしくは無添加としていたために、この2つの説明変数相互間に高い相関があり、それを無視して重回帰分析を行ったことに起因すると考えられる。

(1)式で求めた1000～1200℃における破断絞りの平均予測値とグリーンブル試験で得た破断絞りの平均値をFig. A-1に示す。この図から分かるように、(1)式は比較的良好な予測値を与えている。なお、3.3で述べた最適化学組成合金の1000～1200℃における破断絞りの平均予測値を(1)式で求めると、84.2%となる。

2. (Mn+Si) で1元素という取り扱いをした場合

Table A-2から分かるように、(Mn+Si)で1元素という取り扱いをした場合の予測式は以下のようなになる。

$$RA = 48.7783 + 265.3179C - 12.7873(Mn+Si) - 33.7800Ti - 2.7336Nb + 2824.8033Y + 3194.2058B - 0.3341Fe \quad (2)$$

$$0 \leq C \leq 0.059, \quad 0 \leq Mn \leq 1.01, \quad 0 \leq Si \leq 0.31, \quad 0 \leq Ti \leq 0.25, \quad 0 \leq Nb \leq 0.96,$$

$$0 \leq Y \leq 0.008, \quad 0 \leq B \leq 0.006, \quad 0 \leq Fe \leq 5.10$$

但し、RA : %

C, Mn, Si, Ti, Nb, Y, B, Fe : mass%

回帰係数の符号から分かるように、破断絞りを高める効果のある元素は、C、Y及びBであり、逆に破断絞りを低くする元素は、Mn、Si、Ti、Nb及びFeであるという結果が得られた。このうち、C、Ti、Nb及びFeについては、標準化回帰係数の絶対値及びt値が小さいことから、必ずしも強い効果を及ぼすものではない。さらに、これらの4元素については、回帰係数の絶対値よりも回帰係数の標準偏差が大きいことから、回帰係数の符号に対する確度も低い。残りの(Mn+Si)、Y及びBについては、この重回帰分析では、Y及びBが破断絞りを高める効果のある元素であり、(Mn+Si)が破断絞りを低くする元素であるという確度は高い。この結果は、本文中で述べた事実と一致している。

(2)式で求めた1000～1200℃における破断絞りの平均予測値とグリーンブル試験で得た破断絞りの平均値をFig. A-2に示す。この図から分かるように、(2)式は比較的良好な予測値を与えている。なお、3.3で述べた最適化学組成合金の1000～1200℃における破断絞りの平均予測値を(2)式で求めると、89.5%となる。

Table A-1 Result of multiple regression analysis with using 8 elements

| | Regression coefficient b | Standardized regression coefficient | Standard deviation of b d(b) | t value b/d(b) |
|----------|-----------------------------|-------------------------------------|---------------------------------|---------------------|
| Constant | 38.1167 | ————— | 12.0720 | 3.1575 |
| C | 486.8489 | 0.2470 | 266.7366 | 1.8252 |
| Mn | -95.2241 | -1.9270 | 28.6287 | 3.3262 |
| Si | 237.6006 | 1.5233 | 85.5988 | 2.7758 |
| Ti | -11.8832 | -0.0498 | 32.9279 | 0.3609 |
| Nb | 9.3676 | 0.0913 | 13.6905 | 0.6842 |
| Y | 2902.4702 | 0.3170 | 1250.4652 | 2.3211 |
| B | 2120.7887 | 0.2409 | 1228.5004 | 1.7263 |
| Fe | 1.0927 | 0.0565 | 2.4919 | 0.4385 |

Table A-2 Result of multiple regression analysis with regarding (Mn+Si) as one element

| | Regression coefficient b | Standardized regression coefficient | Standard deviation of b d(b) | t value b/d(b) |
|----------|-----------------------------|-------------------------------------|---------------------------------|---------------------|
| Constant | 48.7783 | ————— | 14.4864 | 3.3672 |
| C | 265.3179 | 0.1346 | 321.9284 | 0.8242 |
| Mn + Si | -12.7873 | -0.3387 | 6.7123 | 1.9051 |
| Ti | -33.7800 | -0.1417 | 40.3590 | 0.8370 |
| Nb | -2.7336 | -0.0267 | 16.4272 | 0.1664 |
| Y | 2824.8033 | 0.3086 | 1573.3595 | 1.7954 |
| B | 3194.2058 | 0.3629 | 1475.7641 | 2.1644 |
| Fe | -0.3341 | -0.0173 | 3.0757 | 0.1086 |

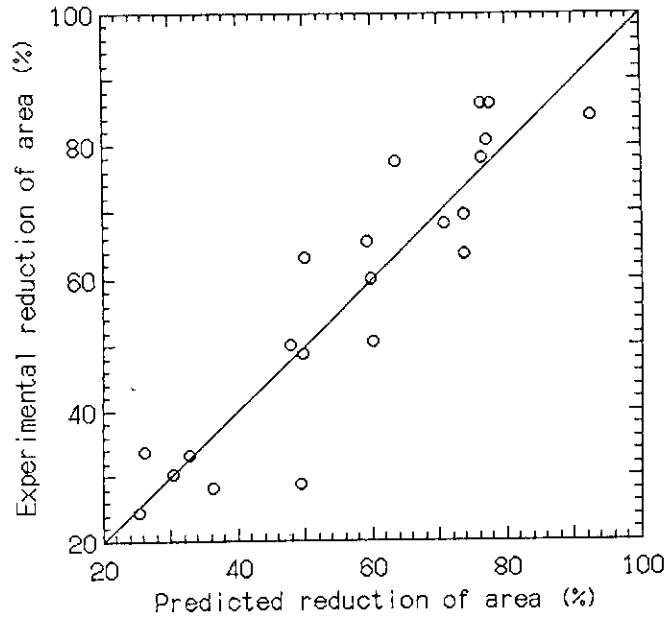


Fig. A-1 Relation between experimental and predicted reduction of area (RA)

$$\text{Predicted RA} = 38.1167 + 486.8489C - 95.2241Mn + 237.6006Si - 11.8832Ti + 9.3676Nb + 2902.4702Y + 2120.7887B + 1.0927Fe$$

$$0 \leq C \leq 0.059, 0 \leq Mn \leq 1.01, 0 \leq Si \leq 0.31, 0 \leq Ti \leq 0.25, 0 \leq Nb \leq 0.96, 0 \leq Y \leq 0.008, 0 \leq B \leq 0.006, 0 \leq Fe \leq 5.10$$

where RA is in %, and C, Mn, Si, Ti, Nb, Y, B and Fe are in mass%

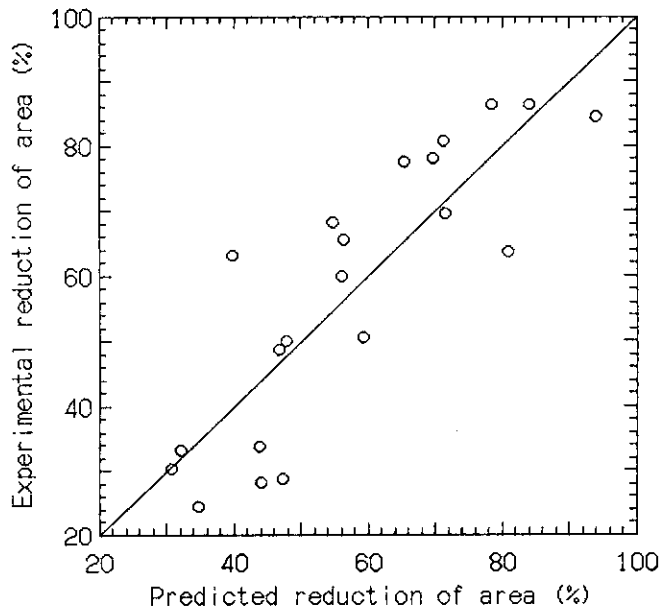


Fig. A-2 Relation between experimental and predicted reduction of area (RA)

$$\text{Predicted RA} = 48.7783 + 265.3179C - 12.7873(Mn + Si) - 33.7800Ti - 2.7336Nb + 2824.8033Y + 3194.2058B - 0.3341Fe$$

$$0 \leq C \leq 0.059, 0 \leq Mn \leq 1.01, 0 \leq Si \leq 0.31, 0 \leq Ti \leq 0.25, 0 \leq Nb \leq 0.96, 0 \leq Y \leq 0.008, 0 \leq B \leq 0.006, 0 \leq Fe \leq 5.10$$

where RA is in %, and C, Mn, Si, Ti, Nb, Y, B and Fe are in mass%