

## 技術論文

## Technical Paper

# マルテンサイト系析出硬化型ステンレス鋼の 機械的特性と組織因子に及ぼす Ni, Al の影響

高林宏之\*, 岡本晃彦\*

## Effect of Ni and Al Content on Mechanical Properties and Structure Factors of Precipitation Hardening Martensitic Stainless Steel

Hiroyuki Takabayashi and Akihiko Okamoto

### Synopsis

PH13-8Mo belongs to the group of the precipitation hardening martensitic stainless steel combining good impact value with exceptionally high strength. Since this material is strengthened by precipitation of NiAl intermetallics, it is easy to think that Ni and Al content have effects on the mechanical properties and microstructure of this material. Therefore, there are several reports investigating each mechanical property. However, it is not clear how Ni and Al content affect on structure factors such as microstructure, and how the variation of microstructures affects on each mechanical property. In this study, we investigated the effect of Ni and Al content on the microstructure and mechanical properties such as tensile strength, proof strength and Charpy impact value.

As a result, it was cleared that Ni and Al content have effects on the content of NiAl intermetallics, the amount of solid solution Ni and retained austenite. Then the tensile strength is influenced by the amount of NiAl intermetallics and retained austenite. On the other hand, the DBTT(ductile-brittle transition temperature) is influenced by the solid solution Ni content, and the Charpy impact value is influenced by the amount of NiAl and retained austenite.

## 1. 緒言

マルテンサイト系析出硬化型ステンレス鋼 PH13-8Mo は Fig. 1 に見られるように強度と靱性のバランスに優れた材料として知られている<sup>1)</sup>. このため、構造材料として優れており、従来は航空機用途で用いられることが多い. 近年では、蒸気タービンブレードにも利用され、その用途範囲を広げている<sup>2)</sup>. また PH13-8Mo 鋼は  $\delta$  フェライト相を形成しないため、SUS630 に比較して組織均質性、機械的特性の T 方向特性 (圧延方向に対して垂直な方向) にも優れており、耐食性にも優れた材料となっ

ている<sup>3)</sup>. しかしながら、マルテンサイト変態点が室温付近であるため、処理条件によっては残留オーステナイトの量に差がでるため、特性ばらつきの要因となり易い. このため使用に際しては固溶化処理後、サブゼロ処理を行うことが望ましいと考えられる. また、サブゼロ処理後の時効処理では、マルテンサイト母相に、B2 構造を有する  $\beta$ -NiAl 金属間化合物、 $M_{23}C_6$  型および  $M_2X$  型の炭化物が形成されることが報告されている<sup>4), 5)</sup>.

この内、主要な強化相は NiAl であり、Ni, Al 量が機械的特性に大きな影響を及ぼすことは容易に想像し得る.

しかしながら、従来の報告では引張強さ、0.2% 耐力、

2015年5月20日受付

\* 大同特殊鋼(株)研究開発本部 (Daido Corporate Research &amp; Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)

シャルピー衝撃値（以降、衝撃値という）などの個々の機械的特性に及ぼす Ni, Al 量の影響に関する報告はなされているものの, Ni, Al 量に応じて生じる組織変化と機械的特性の相関関係は必ずしも明確とはなっていない<sup>7)</sup>. そこで本研究では, マルテンサイト析出硬化型ステンレス鋼の PH13-8Mo をベースに機械的特性とその組織因子に及ぼす Ni, Al 添加量の影響を明確にすることを目的とした.

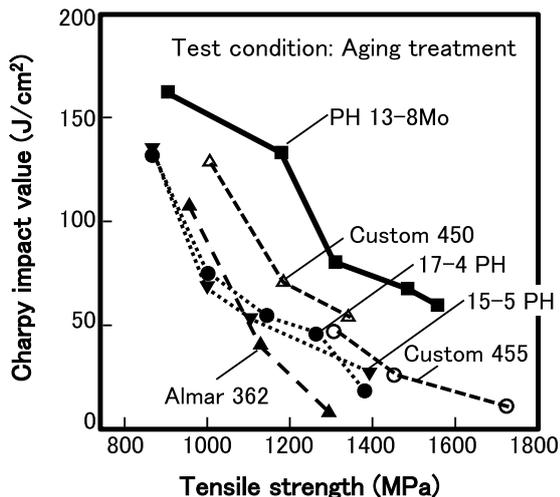


Fig. 1. Comparison of various precipitation hardening stainless steels after aging treatment on tensile strength and Charpy impact value.

## 2. 実験方法

Table 1 記載の Steel B をベース組成として Ni, Al 量を変動させた Steel A ~ F の 6 鋼種を真空溶解し, 直径 130 mm の 50 kg 鋼塊を作製した. なお, Steel A, B は PH13-8Mo の AMS 規格範囲内の組成である. 鋼塊は, 1200 °C にて 16 時間保持の均質化処理を施した後, 熱間鍛造にて直径 20 mm の棒形状に加工した. 必要寸法に切断し, 各機械試験, 組織調査に供した. また, 評価前の熱処理条件を Fig. 2 に示す.

Table 1. Chemical composition of experimental steels (mass%).

Steel	C	Ni	Cr	Mo	Al	Fe
A	0.04	7.72	12.5	2.17	1.11	bal.
B	0.04	8.40	12.5	2.17	1.24	bal.
C	0.04	9.10	12.5	2.17	1.28	bal.
D	0.04	9.78	12.5	2.16	1.32	bal.
E	0.04	8.42	12.5	2.17	1.40	bal.
F	0.04	9.78	12.6	2.16	1.17	bal.

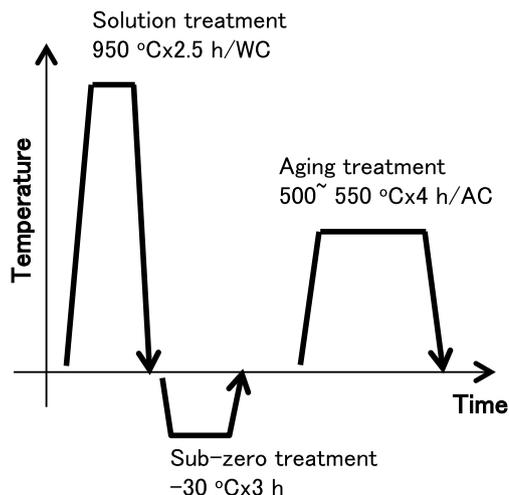


Fig. 2. Schematic diagram of heat treatment.

固溶化処理として 950 °C にて 2.5 時間保持後, 水冷し, 直ぐに - 30 °C にて 3 時間保持のサブゼロ処理を行い, 最後に 500 ~ 550 °C にて 4 時間保持後に空冷の時効処理を行った.

組織予測には Thermo-Calc (Ver. S, Fe data base ver. 6) を用い, 組織観察には光学顕微鏡観察, 走査型電子顕微鏡 (SEM: Scanning Electron Microscope), エネルギー分散型 X 線分析 (EDX: Energy Dispersive X-ray spectrometry) を用いている. 変態点の測定には, 示差膨脹測定により特定を行った. また, 組織同定には, 10 vol% アセチルアセトン - 1 mass% 塩化テトラメチルアンモニウム - メタノール (10 % AA solution) を用いている. 電解抽出は, 電流密度 0.25 mA/cm<sup>2</sup> にて 4 時間保持し, その後 φ 0.1 μm 孔径のフィルターを用いて行った. 残渣を乾燥させた後, 秤量による抽出率定量と X 線結晶構造解析 (XRD: X-ray diffraction), SEM-EDX による残渣物の構造および成分解析を実施した. また残留オーステナイト量の定量には XRD にて, フェライト相の (200), (211), オーステナイト相の (200), (220), (311) の 5 面 6 組での解析を行い, その平均値を用いた. 硬さは, 析出物の影響を避けるためロックウェル C 法を用いて, JIS Z 2245 に準拠して実施した. 機械的特性はいずれも室温にて ASTM 規格に準拠して評価した. 引張試験片は試験部直径 φ 12.5 mm, 標点間距離 G. L. = 50 mm, シャルピー衝撃試験には 10 mm 角型 2 mmV ノッチ試験片を用いている. なお, 延性脆性遷移温度 (DBTT: Ductile-Brittle Transition Temperature) の調査時には, シャルピー衝撃試験にて温度を - 196 ~ 200 °C の範囲で変化させ, 前述と同形状の試験片を用いて評価を実施した. 試験後の破面観察には SEM を用いている.

### 3. 組織同定および組織予測

Fig. 3 に Steel B の Thermo-Calc による計算状態図を示す。Fig. 3 より、1200 °C 以上では、 $\delta$  フェライト相が形成されており、均質化処理温度が 1200 °C よりも高くなると  $\delta$  相が形成される可能性が示唆される。また、900 °C 以下で  $M_{23}C_6$  型炭化物が少量析出し、さらに 650 °C 以下で強化相の NiAl が析出するものと推測される。そこで、本研究では均質化処理条件として 1200 °C を、固溶化処理は 950 °C を選定した。また、処理後の組織に  $\delta$  フェライト相や炭化物の残存がないことを確認した。

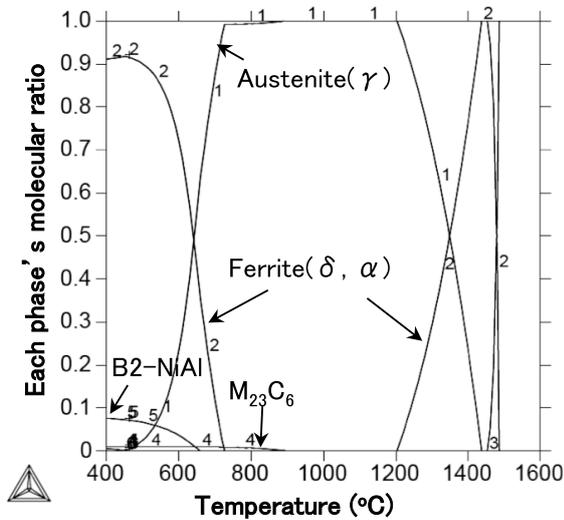


Fig. 3. Calculated phase diagram of steel B with Thermo-Calc software.

変態点測定の結果を試験条件の模式図と共に Fig. 4(a) に示す。測定には固溶化処理材を供し、再度 950 °C まで加熱し、オーステナイト単相とした後、冷却によりマルテンサイト変態開始温度  $M_s = 185$  °C、変態完了温度  $M_f = 9$  °C の結果を得た。また、上記のマルテンサイト変態完了後もさらに -140 °C まで冷却した後に、加熱を行いオーステナイト化温度も調査した。オーステナイト変態開始温度  $A_s = 573$  °C、変態完了温度  $A_f = 718$  °C の結果を得た。これより、本検討の時効温度 500 ~ 550 °C ではマルテンサイトからオーステナイトへの逆変態は生

じないものと考えられる。実際に Steel B の固溶化処理後、サブゼロ処理後、時効処理後の組織調査を行った結果を模式図として Fig. 4(b) に示す。固溶化処理後の状態において、約 5 vol% のオーステナイト相が残留し、サブゼロ処理後には 1 ~ 2 vol% 程度まで減少する。その後、時効処理により逆変態温度以下であるにもかかわらず、オーステナイト相は 2 ~ 3 vol% 程度まで増加する傾向が認められた。Fig. 4(c) には Steel B の 540 °C 時効処理後のマイクロ組織を示した。また、析出相に関する考察のため、時効処理後の状態において電解抽出による析出物の同定を行った結果を Fig. 4(d) に示す。これより、固溶化処理時の未固溶炭化物と推定される粗大な炭化物はなく、約 30 nm 程の微細な Cr, Mo 炭化物の形成が認められた。Fig. 4(e) の XRD の結果を併せて考慮すると従来報告されている  $M_2X$  型炭化物と推定される。また、同時に時効温度域では  $M_{23}C_6$  ではなく  $M_2X$  が形成されることが明確となった。この際の抽出量は 0.35 mass% となっており、Thermo-Calc から導出される  $M_{23}C_6$  型炭化物量の 0.78 mass% に比較すると半分程度であるが、これは炭化物が非常に微細なため全量抽出できていない可能性と平衡状態に達していないことが考えられる。しかし、本研究では炭化物に影響を及ぼすと考えられる C, Cr, Mo 量の変動は行わないため、鋼種間の比較には影響はないものと判断した。また、NiAl に関しては、定量が困難なため、Thermo-Calc を用いて時効温度で平衡状態における NiAl 量を用いて考察を行うこととした。これまでの調査から、Ni, Al 量の変動により、NiAl 析出量、母相成分変動に伴う残留オーステナイト量の変化が考えられるが、現状、PH13-8Mo の延性脆性遷移挙動に及ぼす成分、組織の影響に関する報告は少ない。

以上より、PH13-8Mo は、基本的に主相はマルテンサイト相であるが、 $M_s$  点が室温付近にあるため、若干オーステナイト相が残留する。このため、本研究では、Ni, Al 量変動時の強度特性および衝撃韌性に影響を及ぼす組織因子として、マルテンサイト成分、残留オーステナイト量、NiAl 量を考えることとした。

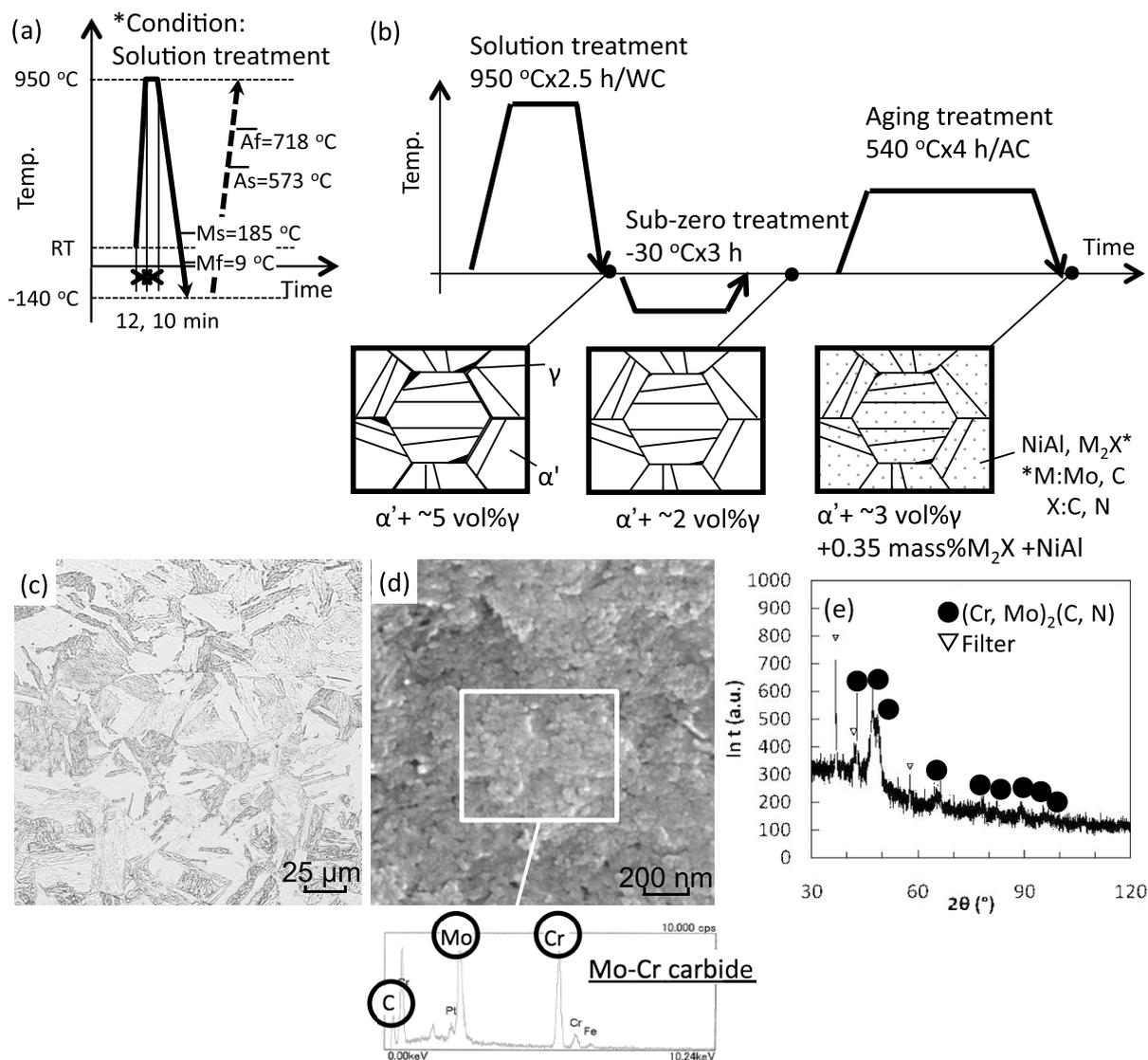


Fig. 4. Transformation temperature of steel B which measured by Formasta (a), schematic diagram of microstructure after each heat treatment (b), microstructure of cross section after aging treatment (c), SEM image and result of EDX (d), and XRD result of extraction of steel B after aging treatment at 450 °C for 4 h with air cooling (e).

## 4. 結果および考察

### 4. 1 ミクロ組織

Fig. 5に Steel B をベースとして Thermo-Calc により求めた計算状態図を示す。Fig. 5(a)よりオーステナイト安定化元素である Ni の増量は、 $\delta$ フェライト相の形成温度を上昇させることが分かる。また、900 °C 付近に  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  型炭化物の固溶限、670 °C 付近に NiAl の固溶限が認められるが、Ni 量変化による変動は認められない。一方で、Fig. 5(b)よりフェライト安定化元素である Al の増量は、 $\delta$ 相形成温度を低下させ、オーステナイト領

域を狭めることが分かる。また、 $\text{M}_{23}\text{C}_6$  型炭化物の固溶限には影響しないが、NiAl の固溶限を上昇させる。

以上より、Ni 増量は、オーステナイト相を安定化することで、 $\delta$ 相の形成を抑制するものの、炭化物、NiAl の析出量には影響を及ぼさないと考えられる。ただし、この際、母相中の Ni 量は増加していくため、 $M_s$  点の上昇による残留オーステナイトの増加、DBTT の変動を考慮する必要がある。一方、Al 量は NiAl 量の律則条件になっており、Al の増量はそのまま NiAl の析出量増加につながり、NiAl の固溶限も上昇させる。ただし、同時にオーステナイト相を不安定化させるため、均質化処

理時の  $\delta$  フェライト相の形成には注意を要する。  $\delta$  フェライト相の存在は、偏析を助長し、PH13-8Mo の特徴である鍛伸方向と垂直方向の機械的特性の差が少ないことに反するものであり、極力低減を図る必要がある。

次に、実際に製造した 6 鋼種のマイクロ組織および硬さ

測定結果を Fig. 6 に示す。代表組織として 540 °C にて 4 時間保持後、空冷による時効処理を施したものをを用いた。いずれの鋼種も同様な組織形態を呈しており、 $\delta$  相はなく、均一なマルテンサイト組織が得られている。一方で、鋼種により硬さが大きく異なることが分かる。

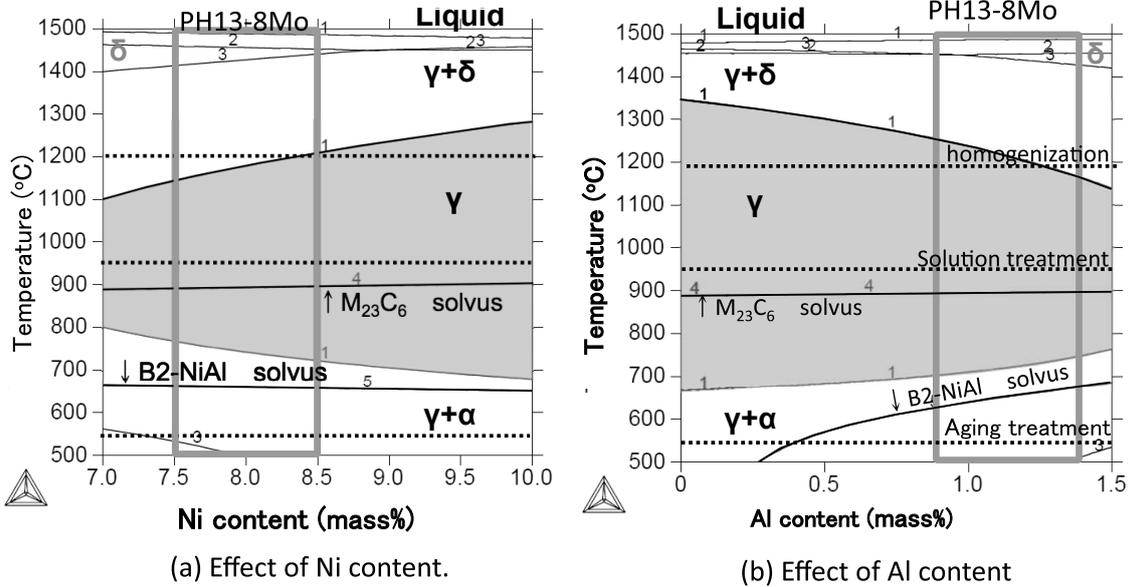


Fig. 5. Calculated phase diagrams of steel B with Thermo-Calc software with Ni content (a) and Al content (b).

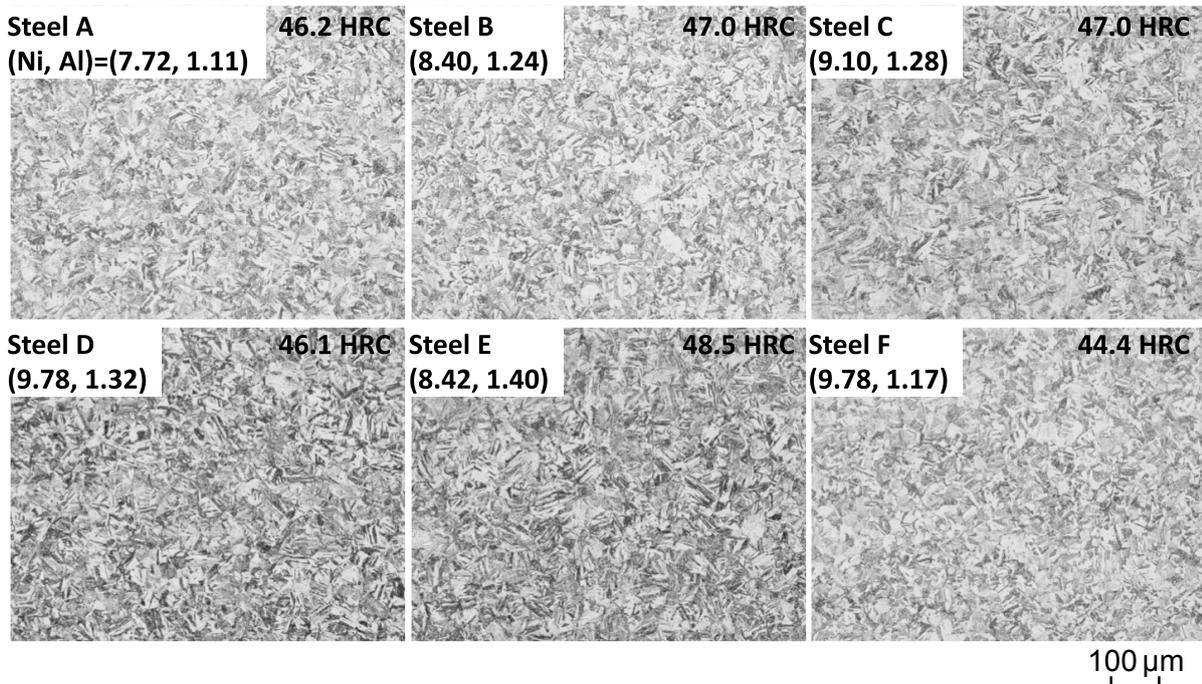


Fig. 6. Microstructure of steel A ~ F after aging treatment at 540 °C for 4 h followed by air cooling.

Fig. 7 に成分から導出される計算 Ms 点と各工程における残留オーステナイト量の変化を XRD 法にて測定した結果を示す。Ms 点計算には、下記 (1) 式を用いた<sup>8)</sup>。

$$Ms \text{点} (^\circ\text{C}) = 545 - 330([\%C] + [\%N]) + [\%Al] + 7[\%Co] - 14[\%Cr] - 13[\%C] - 23[\%Mn] - 5[\%Mo] - 4[\%Nb] - 13[\%Ni] - 7[\%Si] + 3[\%Ti] + 4[\%V] \dots \dots \dots (1)$$

[ ] 内には、各記載元素の質量 % を入力することで Ms 点が導出できる。Ms 点に及ぼす影響は Ni に対して Al の影響は小さいと考えられる。(1) 式を用いて導出した計算 Ms 点を Fig. 7(a) に示す。これに対し、Fig. 7(b) の残留オーステナイト変動では、概ね Ni 量に相関が認められるものの、直線近似から若干の乖離がある。また、固溶化処理、サブゼロ処理、時効処理工程間の残留オーステナイト量の推移をみると、いずれの鋼種も多少の差はあるものの同様な増減傾向が認められる。Fig. 7(b) の結果を元に、残留オーステナイト量に及ぼす Ni, Al の影響について、線形重回帰分析を行い推定式 (2) を導出した。

$$\gamma_{\text{RAG}} (\text{vol}\%) = -30 + 4.97 \text{ Ni} - 6.4 \text{ Al}, R = 0.99 \dots \dots (2)$$

なお、Fig. 7(b) にて、サブゼロ処理後の状態と比較して、時効処理状態では若干ではあるが残留オーステナイト量が増加する傾向が認められるが、540 °C 時効処理材の結果であり As 点よりも低い温度であるため、逆変態により残留オーステナイト量が増加したとは考え難い。今のところ、この現象の理由は定かではないが、本研究の範囲内ではいずれの鋼種においても認められる現象であることが明確となった。

最後に、時効処理後 (540 °C, 4 時間保持, 空冷) 材の電解抽出法による抽出残渣の定量結果を Fig. 8 に示す。いずれの鋼種も概ね抽出率 0.35 mass% 前後であり、抽出された析出炭化物も 25 ~ 35 nm 程でほぼ一定の大きさであった。このため炭化物は Ni, Al 量変動による影響を受けないものと判断される。また、この抽出炭化物はいずれの鋼種も Fig. 2 (Steel B) で認められた M<sub>2</sub>X 型析出炭化物となっていた。M<sub>2</sub>X 型析出炭化物は、拡散速度の遅い時効温度域において準安定的に形成される析出相と推定される。以上より、Ni, Al 量変動による炭化物の変化はないことが明確となったため、以降の検討では、炭化物を影響因子から除外して考察を行うこととした。

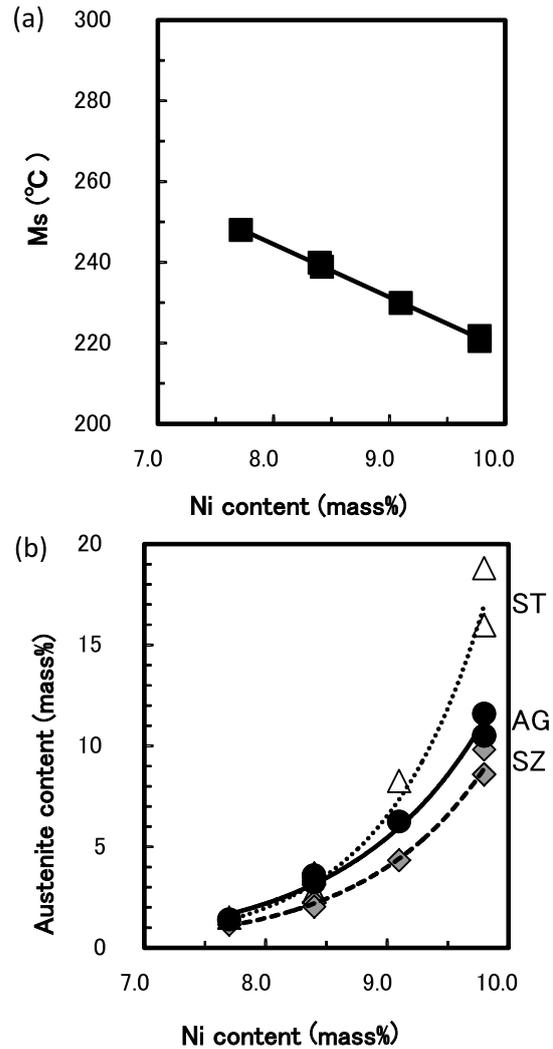


Fig. 7. Calculated Ms with Ishida's equation (a) and austenite content measured by XRD after each heat treatment (b).

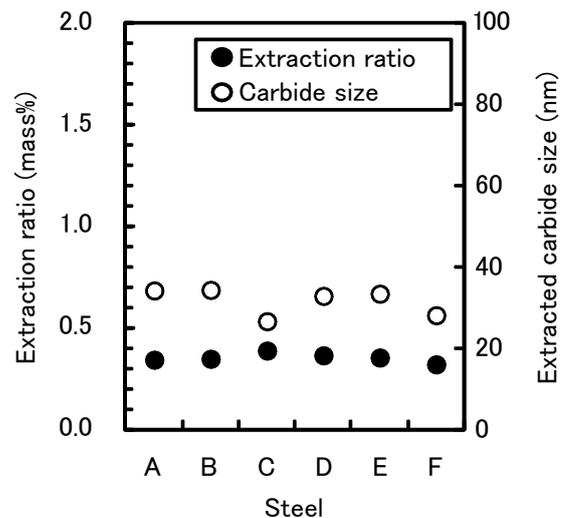


Fig. 8. Extraction ratio and extracted carbide size of steel A ~ F after aging treatment at 540 °C for 4 h by 10 %AA solution.

### 4. 2 時効硬さ

時効温度と時効後硬さの関係を Fig. 9 に示す。Al 増量によりいずれの条件においても硬さが高くなる。概ね 0.15 mass%Al の増量で硬さが 1 HRC 程高くなるのが分かる。また、Ni 増量により硬さは低下した。これは残留オーステナイト量の増加によるものと考えられる。

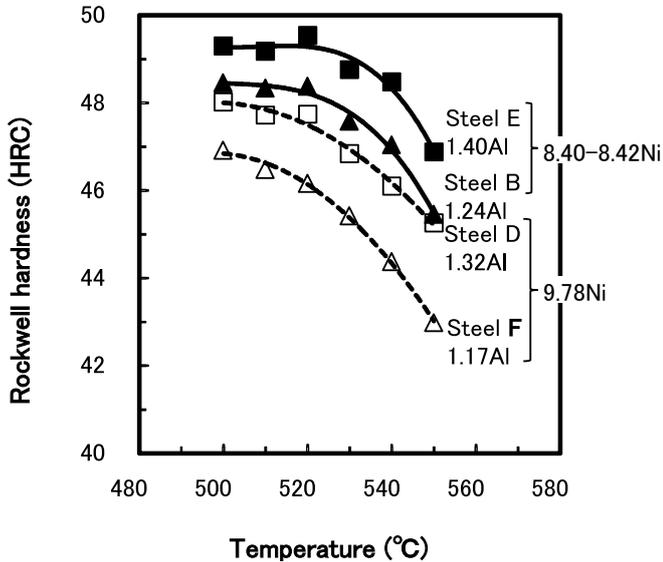


Fig. 9. Rockwell hardness of steel B, D, E, F after aging treatment at 500 ~ 550 °C for 4 h followed by air cooling.

### 4. 3 機械的特性

Fig. 10 に強度と靱性のバランスが比較的良好な時効温度 3 水準 (530, 540, 550 °C) における各鋼種の引張強度, 0.2 % 耐力, 衝撃値の結果を示す。Fig. 10 より, いずれの鋼種においても本時効条件において, 引張強度, 0.2 % 耐力は時効温度の上昇に伴い低下し, 衝撃値は上昇する。時効条件による差よりも, 鋼種間で特性に大きな差が認められ, 強度が高いほど, 衝撃値は低くなっている。この結果をもとに強度特性と衝撃値の関係を整理した結果を Fig. 11 に示す。概ね, いずれの鋼種においても時効条件 540 °C が最も引張強度, 0.2 % 耐力と衝撃値のバランスが優れており, また鋼種間比較では Steel B が強度と靱性のバランスに優れることが分かる。

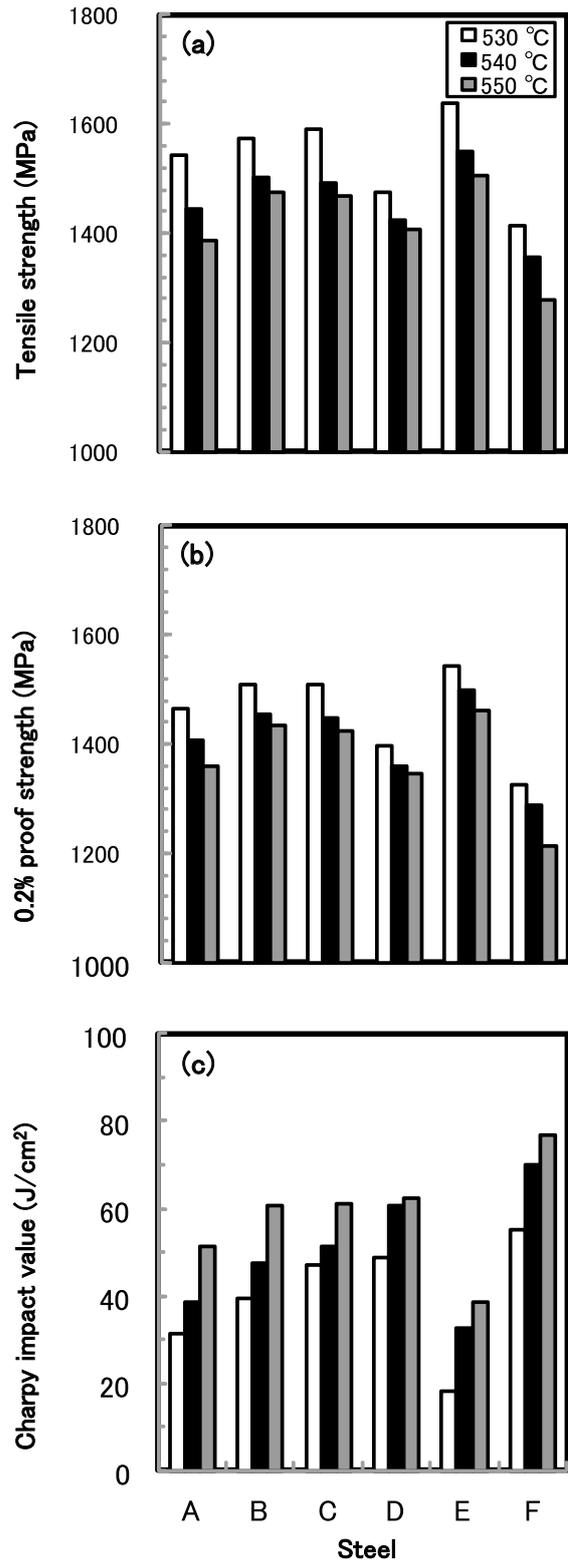


Fig. 10. Mechanical properties of steel A ~ F after aging treatment at 530, 540, 550 °C for 4 h followed by air cooling. Tensile strength (a), 0.2 % proof strength (b) and Charpy impact value (c).

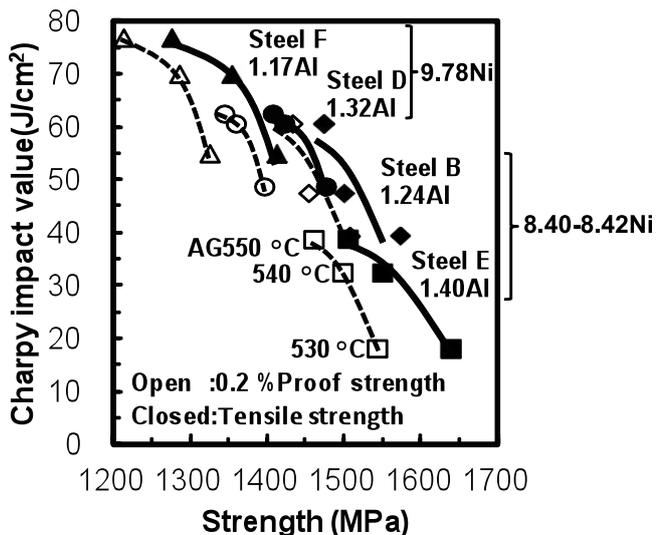


Fig. 11. Relationship between Charpy impact value and tensile strength, 0.2 % proof strength.

#### 4. 4 引張強度と組織因子

前述の組織同定結果より、時効処理後の組織因子としては、鋼種により量の多少はあるにせよ、母相マルテンサイト、残留オーステナイト、NiAl が考えられる。M<sub>2</sub>X 型炭化物に関しては先の調査で鋼種間の変動が少ないことが明確となったため考慮外とした。この内、強度特性に寄与すると考えられる残留オーステナイト量、NiAl 量と引張強度の関係性を Fig. 12 に示す。なお、NiAl 量に関しては、Thermo-Calc より導出した時効処理温度 540 °C の平衡状態における計算 NiAl 量 (mass%) を用いている。Fig. 12 より、概ね残留オーステナイト量が少なく、NiAl 量が多い成分系で強度が高くなっており、残留オーステナイト量 ([γ<sub>R</sub>], vol%) と計算 NiAl 量 ([NiAl<sub>calc</sub>], mass%) を説明変数として引張強度 (TS : Tensile strength) および 0.2 % 耐力 (0.2 % PS : 0.2 % Proof Strength) と組織因子について線形重回帰分析を行い推定式 (3)、(4) を導出した。

$$TS(\text{MPa}) = 1197 + 63.7[\text{NiAl}_{\text{calc}}] - 11.7[\gamma_{\text{R}}],$$

$$R = 0.94 \dots \dots \dots (3)$$

$$0.2\%PS(\text{MPa}) = 1178 + 60.4[\text{NiAl}_{\text{calc}}] - 14.3[\gamma_{\text{R}}],$$

$$R = 0.95 \dots \dots \dots (4)$$

引張強度、0.2 % 耐力ともに、ほぼ同様な傾向にあり、析出強化相である NiAl の影響が最も大きく、残留オーステナイトも影響が認められる。

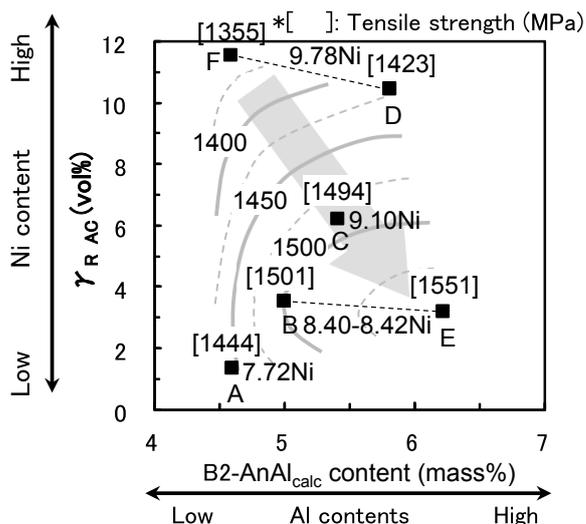


Fig. 12. Relationship between amount of austenite phase and calculated amount of NiAl.

#### 4. 5 シャルピー衝撃特性と組織因子

衝撃値に影響を及ぼす組織因子としては、前述の強度特性と同様に残留オーステナイト量、NiAl 量が考えられる。また、マルテンサイト系ステンレス鋼の衝撃特性に関しては DBTT が室温付近に存在するため、母相中固溶成分の影響も考慮する必要がある。特に延性脆性遷移挙動に Ni が影響を及ぼすことはよく知られている<sup>9)</sup>。そこで、まず検討材質の室温付近温度における衝撃値の推移を調査した結果を Fig. 13(a) に示す。Fig. 13(b ~ d) には、Ni、Al 量変動の影響をみるため、Steel A ~ D (Ni、Al 双方増加時の影響)、Steel B と E (中 Ni 量での Al 量変動影響)、Steel D と F (高 Ni 量での Al 量変動影響) に区分した図を示す。併せて、試験後の破面状態を観察した結果を Fig. 14 に示す。

まず、Fig. 13(b) および Fig. 14(a) より、Steel A ~ D にて Ni、Al 双方を増加していく際の変化を見てみると、Steel A に比較して Steel D は DBTT が低温側へ移行し、高温側の延性破断温度域 (100 ~ 200 °C) の衝撃値は低下することが分かる。組織上は、Steel A → B → C → D の順に NiAl 量は増え、固溶 Ni も増加し、同時に残留オーステナイトも増えるため、延性破断温度域の衝撃値低下は NiAl 量、残留オーステナイト量の増加によるものと推定される。また DBTT の変動、脆性域の衝撃値改善は固溶 Ni の影響と推定される。

次に、Fig. 13(c) および Fig. 14(b) より、Steel B と E にて中 Ni 量での Al 量変動の影響を見てみると、延性破断温度域における衝撃値は全体的に低くなる傾向が認められる。両鋼種は残留オーステナイトも少なく、Ni 量の変動はないため、単純に Al 増加に伴い NiAl が増加した影響と考えられる。

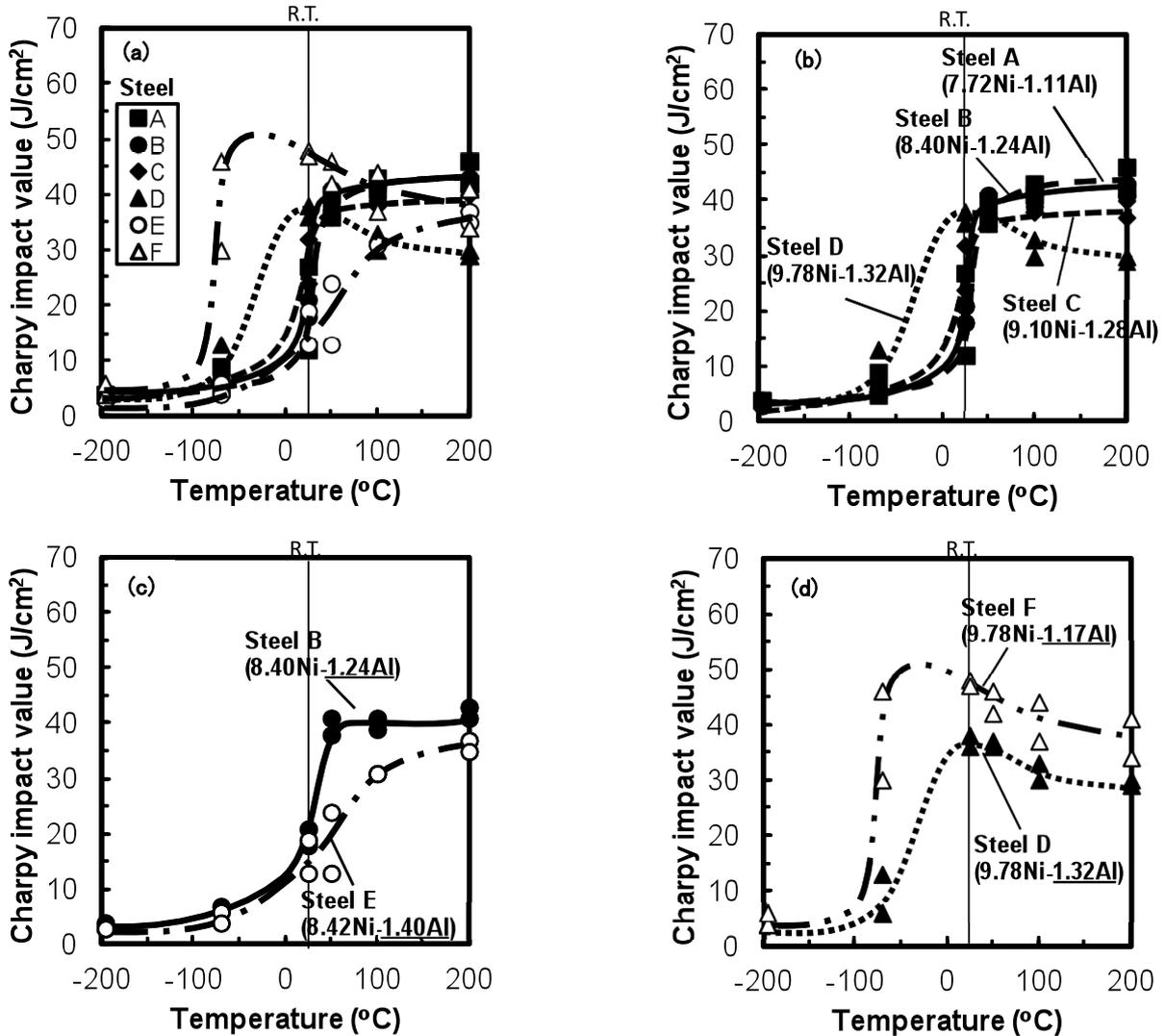


Fig. 13. Charpy impact value of steel A ~ F at -196 ~ 200 °C (a) with relationship of steel A, B, C and D (b), steel B and E (c), steel D and F (d).

一方、Fig. 13(d) および Fig. 14(c) より、Steel D と F にて高 Ni 量での Al 量変動の影響を見てみると、DBTT が低温側に移行し、顕著に室温の衝撃値が改善していることが分かる。この際、脆性破断温度域（室温以下）および延性破断温度域（100 ~ 200 °C）の双方で衝撃値の向上が認められる。これは Steel D → F の際に、Al が低減するため NiAl 析出量が減り、高温側の衝撃値が上昇するとともに、母相中の Ni 量が増加したため DBTT の低温側への移行、脆性破断温度域の高衝撃値化として表れたものと考えられる。Steel E → B と Steel D → F で双方 Al 量の変化としては 0.16, 0.15 mass% と同程度であるが、前者は Ni 添加量が高く、残留オーステナイトが多いため、固溶 Ni 増加による DBTT 低温化、極低温域の衝撃値向上の効果が高かったものと考えられる。

Fig. 15 には衝撃値に及ぼす Ni 量, NiAl 量, 残留オーステナイト量の影響を模式的にまとめたものを示す。衝撃値における延性脆性遷移挙動は、Ni 量により DBTT が変化し、NiAl 量および残留オーステナイト量により延性破断域の衝撃値が低下する。

以上の結果から、残留オーステナイト量 ( $[\gamma_R]$ , vol%) と計算 NiAl 量 ( $[\text{NiAl}_{\text{Calc}}]$ , mass%) を説明変数として、線形重回帰分析を行い、比較的高い相関関係の下記の (5) 式を得た。

$$\text{衝撃値}_{\text{RT}} (\text{J/cm}^2) = 68.3 - 7.0 [\text{NiAl}_{\text{Calc}}] - 3.1 [\gamma_R],$$

$$R = 0.99 \dots \dots \dots (5)$$

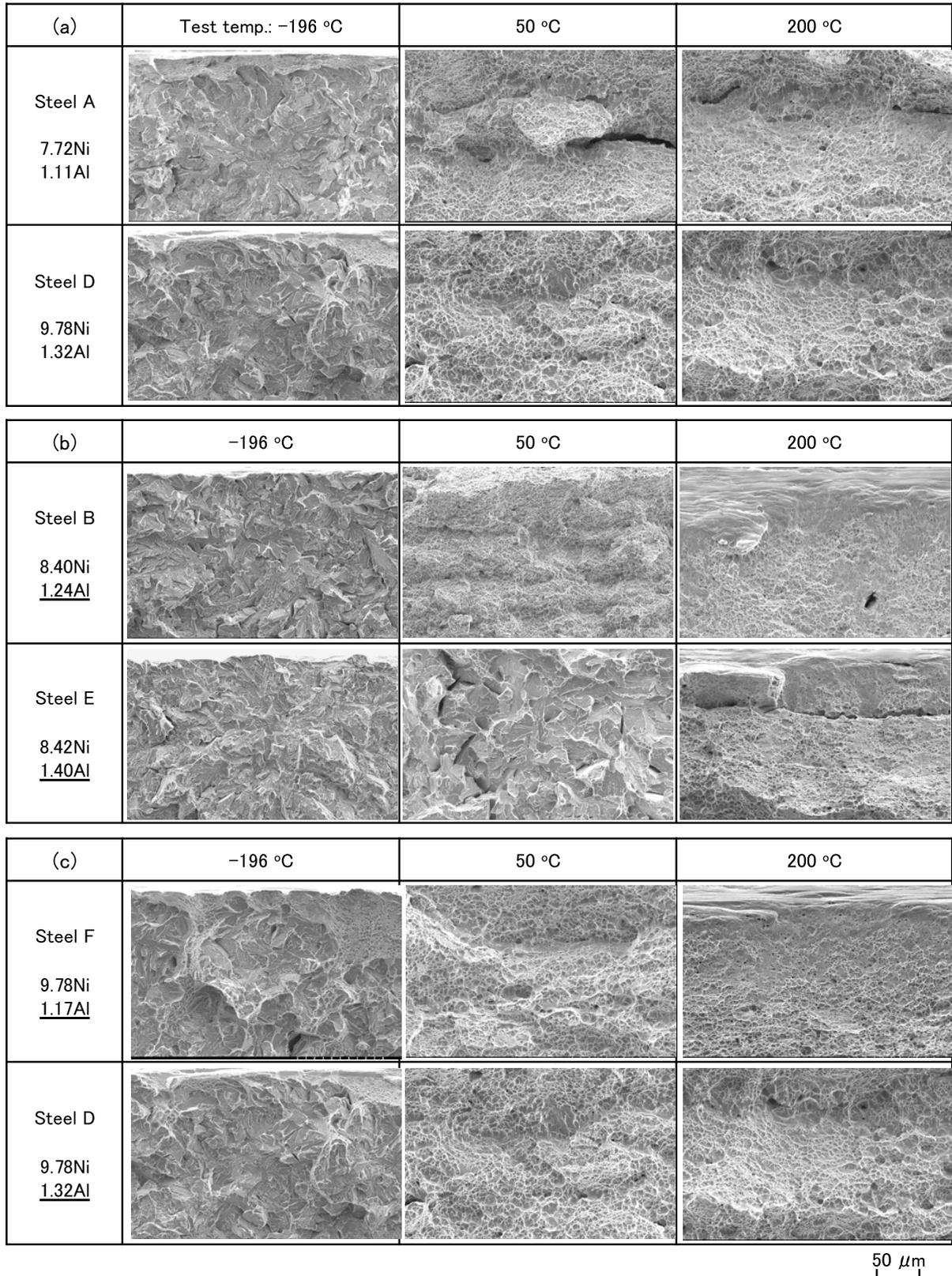


Fig. 14. SEM micrographs of fracture surface after Charpy impact test of steel A and D (a), B and E (b), D and F (c).

式 (5) より, 双方ともに負の影響があり, 影響度も同程度にあることが分かる. なお, シャルピー衝撃試験の場合, 延性脆性遷移挙動変化の影響もあるため, 本来は脆性温度域, 延性温度域ごとに影響因子を考慮する必要があると考えられる. 特に室温より高い温度側での利用を考える場合には, 残留オーステナイトの増加による衝撃値低下なども考慮しておく必要がある. 例えば本検討の範囲である 200 °C にて, 衝撃値の線形重回帰分析を行うと下記 (6) 式のようになる.

$$\text{衝撃値}_{200\text{°C}} (\text{J/cm}^2) = 70.2 - 5.2[\text{NiAl}_{\text{Calc}}] - 0.8[\gamma_R],$$

$$R = 0.96 \dots \dots \dots (6)$$

基本的には大きく変化しないが, 200 °C では残留オーステナイトより NiAl の影響が若干大きくなることが分かる. これは, この温度域では延性破断であり, ボイド起点となる NiAl の量の影響が大きくなるものと考えられる.

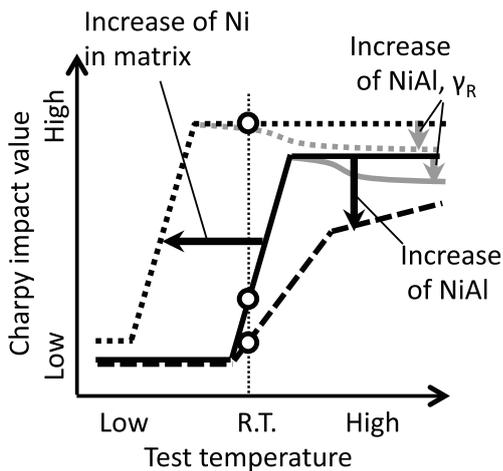


Fig. 15. Schematic diagram of effect of Ni and Al content on ductile-brittle transition behavior.

## 5. 結 言

Ni, Al 量を変動させた際の機械的特性と組織因子の関係を調査し, 以下の結果を得た.

- 1) Ni, Al 量の変動は, 残留オーステナイト量, NiAl 量に影響を及ぼし, 炭化物の種類, 形態には影響を与えない.
- 2) 本研究で検討した成分系において残留オーステナイト量は, Ni, Al 量で整理できる.
- 3) 引張特性, 0.2 %耐力は NiAl 量と残留オーステナイト量を変動変数として相関性が高く, NiAl 量は正の影響, 残留オーステナイト量は負の影響として整理できる.
- 4) 衝撃値における延性脆性遷移挙動は, Ni 量により DBTT が変化し, NiAl 量および残留オーステナイト量により延性破断域の衝撃値が低下する.

(文 献)

- 1) ステンレス協会編: ステンレス鋼便覧 第3版 1995, 645.
- 2) IFM2008, "Development of high strength PH-stainless steel for steam turbine forged long blade", 466-471.
- 3) Aerospace structural materials handbook "Ferrous alloys / PH13-8Mo".
- 4) Materials Science and Engineering A 394 (2005), 285-295.
- 5) V. Seetharaman, M. Sundaraman and R. Krishnan, Materials Science and Engineering, 47(1981), 1.
- 6) P. W. Hochanadel, C. V. Robino, G. R. Edwards and M. J. Cieslak: Metallurgical and Materials Transaction A, 25(1994), 789.
- 7) 多田光一郎: 電気製鋼, 56(1985), 140.
- 8) 石田清仁: 日本金属学会講演概要, 115, (1994), 329
- 9) H. E. McGannon: The Making, Shaping and Treating of Steel, 9<sup>th</sup> edition., US Steel, (1971).