

高耐熱・高強度アルミニウム合金線

Heat-resistant High-strength Aluminum Alloy Conductor

鷺見 亨*
Toru Sumi

西 和也**
Kazuya Nishi

秦 昌平*
Shohei Hata

導電ケーブルの導体を銅線からアルミニウム線に切り替える際、導体断面積のサイズアップを抑えることを目的として、高耐熱・高強度アルミニウム (Al-Co-Zr) 合金線を開発した。導電ケーブル導体端末を圧縮接続模擬した線材を10年間連続使用したと仮定したときに、所定温度で保持したときに硬さが10%低下する温度を耐熱温度と規定した。耐熱温度473 K以上を期待できるAl-Zr合金をベースにし、Coを添加し casting, 晶出した微細化合物を伸線加工により分散することで伸びと引張強さの向上を確認した。耐熱温度を評価し、533 Kと予測した。Al-Co-Zr合金線のさらなる引張強さの向上を目的に、冷却速度を速くするため、高温・急冷 casting を行った。これにより、アルミニウム合金中へのZr固溶量の増大を導電率、ICP発光分光分析から確認した。また、 casting 組織微細化とZr固溶量増大と時効熱処理によりZr析出強化を図り、引張強さ、伸びの向上を確認した。

We have developed a heat-resistant high-strength aluminum alloy (Al-Co-Zr) wire in order to suppress the increase in the wire cross-sectional area when the conductor is switched from copper to aluminum. The temperature calculated from the Arrhenius plot from the time when the hardness of the wire decreases by 10% (10 years) is defined as the heat-resistance temperature, assuming that the wire in the compressive connection of the conductor terminal is used continuously for 10 years. It was found that the elongation and tensile strength were improved by using an Al-Zr alloy with a heat-resistance temperature of 473 K or higher, adding Co, casting, and dispersing the fine crystallized compounds by wire drawing. The final heat-resistance temperature was predicted to be 533 K. In order to further improve the tensile strength of the Al-Co-Zr alloy wire, high-temperature casting was performed, followed by rapid cooling. The results indicated that the conductivity of the aluminum alloy increased due to the formation of a Zr solid solution. Both the tensile strength and the elongation were improved by strengthening the Zr precipitation by refining the cast structure, increasing the amount of Zr solid solution, and the use of an aging heat treatment.

*
株式会社プロテリアル
機能部材事業本部
Advanced Components &
Materials Division,
Proterial, Ltd.

**
株式会社日立製作所
エネルギービジネスユニット
風力発電システム本部
Wind Turbine Division, Energy
Business Unit, Hitachi, Ltd.

■ Key Words : 高耐熱, 高強度, Al-Co-Zr合金線
■ R&D Stage : Research

1. 緒言

アルミニウムは銅よりも軽量(アルミニウム密度: $2.6984 \times 10^{-3} \text{ g/mm}^3$, 銅密度: $8.93 \times 10^{-3} \text{ g/mm}^3$), 電気抵抗率が比較的 low (アルミニウム: $2.67 \times 10^{-8} \text{ } \Omega \text{ m}$, 銅: $1.69 \times 10^{-8} \text{ } \Omega \text{ m}$), 地表16 kmまでの元素比率を示すクラーク数では3番目に多い元素(埋蔵量豊富)で安価な金属である^{1), 2)}。アルミニウムを用いた導体は, 自動車用ワイヤーハーネスや人手不足から作業者の負担軽減のため建設・電販向けケーブルへの適用が広がっている^{3), 4)}。エネルギー有効利用の視点に立つと, 移動体軽量化効果には大きなメリットがある⁵⁾。

一方, アルミニウム地金はボーキサイトから製錬する際に非常に多くの電気が必要であり, 日本国内では作られておらず輸入している⁶⁾。銅鉱石も輸入に頼り, 可採年数(埋蔵量/年間生産数)は, アルミニウムが212年, 銅が40年と言われている⁷⁾。銅鉱石の品位低下(採掘コスト上昇), 環境問題等から銅価が上昇しており, 銅建値: 1,153 ¥/kg (2021年10月平均), アルミ地金価格: 350 ¥/kg (2021年10月)である。今後, 導電材料は適材適所の製品使用となっていくと考えられる。こうした中で, 軽量化が求められる導電材料においてアルミニウムは重量が銅と比べて1/3と有利であるが, 導電率約60%IACS(%IACS: International Annealed Copper Standard, 焼鈍した軟銅について20°Cにおける電気伝導率が $0.017241 \text{ } \mu\Omega \text{ m}$ であるときを標準として100%IACSとする)であり銅と同じ電流を流すためには断面積が増加し, 太くなる。このため, 大電流を流しても問題がないように導体の耐熱温度を高く, また導体断面積をできるだけ小さくするために引張強さを高くして, 許容電流を大きくするアルミニウム合金線の開発を行うことにした。

はじめにアルミニウム合金線のベンチマークの設定を行い, 引張強さ, 伸び, 導電率を評価し, 耐熱温度を予測した。ベンチマークの結果から耐熱性に優れたアルミニウム合金として, 架空送電線用のAl-0.4 mass%Zr合金(超々耐熱アルミニウム合金; 以後Al-0.4Zr合金と表

記)⁸⁾を選び, Al-Zr化合物を強化相として用いた。第三元素として, アルミニウム中に添加したときの導電率低下が小さい遷移金属に注目し, 予備検討にて延性の改善が認められたCoを添加したAl-Co-Zr三元合金について検討した。本論文では, Al-Co-Zr合金を casting 後, 冷間鍛造を行い, さらに引抜加工により線材を作製し, 時効熱処理を施し室温における引張強さ, 伸び, 導電率を評価し, 各種特性に対するAl-Co-Zr合金 casting 温度, casting 径の影響について報告する。

2. ベンチマークと元素添加

2.1 純アルミニウム線と既存アルミニウム合金線のベンチマーク

純アルミニウム, 既存アルミニウム合金線がどのくらいの特性であるかを調べるため, ケーブル素線サイズである $\phi 0.45 \text{ mm}$ の基本特性(一部 $\phi 0.25 \text{ mm}$) 調査と耐熱温度予測(一部 $\phi 1.01 \text{ mm}$) を行った。開発アルミニウム合金線の目標特性は, 銅線からアルミニウム線に切り替えた際, 図1に示すように導体断面積が2サイズアップするが, 1サイズアップに抑えるために導電率が55%IACS以上, 引張強さが170 MPa以上, 耐熱温度が473 K以上にできれば, 導体断面積サイズアップを50 mm^2 に抑えることができる。また, 伸びを10%以上とした。供試材には, 純アルミニウムとしてアルミニウム純度99.7%以上のA1070, 当社既存開発合金であるAl-0.6 mass%Fe-0.02 mass%Zr合金, 架空送電線用のAl-0.4Zr合金を用いた。端末の圧縮接続時の加工度を30%と仮定したとき, $\phi 0.45 \text{ mm}$ から $\phi 0.375 \text{ mm}$ 伸線加工(30%加工度)または $\phi 1.2 \text{ mm}$ から $\phi 1.01 \text{ mm}$ 伸線加工(29.2%加工度)したサンプルを, 所定温度, 所定時間で熱処理し, ビッカース硬さを測定して, 硬さが10年間で10%低下する臨界温度を推定し, その温度を耐熱温度とした。

既知材料について評価を行った結果を表1に示す。Al-0.4Zr合金線だけが耐熱温度473 K以上であり, 各種特性では, 導電率はすべてのサンプルで目標値を満足しているが, 引張強さ, 伸びは目標値に到達していないことが確認できた。

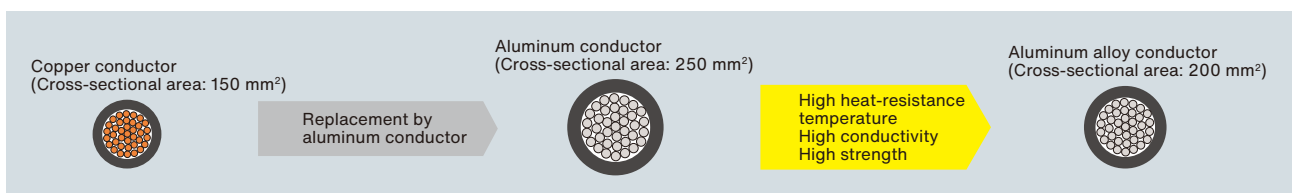


図1 製品横断面イメージ

Fig.1 Cross-sectional image of product

表1 ベンチマークと開発品特性

Table 1 Benchmark and developed aluminum alloy characteristics

Sample	Characteristics	Heat-resistance Temperature (K)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Conductivity (%IACS)
Target		≥ 473	≥ 170	≥ 10	≥ 55
A1070		365 **	120 *	8 *	63 *
Al-0.6Fe-0.02Zr		396 **	146 *	8 *	60 *
Al-0.4Zr		565	155	8	59
Al-0.6Co-0.4Zr		533	194	12	58

*: φ 0.25 mm data, **: φ 1.01 mm data

2.2 元素添加初期検討

一方、アルミニウムに元素を添加した際、導電率の低下が小さい元素として遷移金属であるCoを選び、アルミニウムに添加した初期検討も行った。Feを添加した場合と比較して、導電率の低下は同等、引張強さ、伸び特性は同等以上であった。また、これらにZr添加により引張強さが向上し、Zr濃度が高い方がより引張強さが向上することも確認した。しかし、アルミニウム合金中のZr濃度を高くしてもZrが晶出物となってしまうと引張強さに寄与しないため、Zrが析出物となるようにアルミニウム合金中にZrを固溶させ、熱処理にてZrを時効析出させる必要がある。

このため耐熱温度を満足したAl-0.4Zr合金線をベースに引張強さと伸びを向上させることを目的に、①Co添加による伸び向上、②加工・熱処理による特性向上、③Zr固溶量増大によるZr析出強化の検討を実施した。

3. 実験方法

3.1 鑄造実験

2.2節の①Co添加による伸び向上、②加工・熱処理による特性向上を調べるため、供試材作製には、純アルミニウムA1070(アルミニウム純度99.7%以上)のφ9.5 mmワイヤロッドをカーボンるつぽに入れ、アルゴン雰囲気中で高周波溶解を行った。温度1,073 Kに到達した後に、Al-0.6 mass%Co-0.4 mass%Zr合金(以後Al-0.6Co-0.4Zr合金と表記)、Al-0.4Zr合金の組成になるように、Co, Zrをそれぞれ5 mass%含むアルミニウム母合金を添加し溶解した。攪拌鎮静化した後、水冷ジャケットを被せた外径50 mm、内径30 mm、長さ350 mmの半割銅鑄型中に溶湯を注ぎ、鑄造を行った。得られた鑄造材の下側20 mmの部分の横断面を渦流式導電率計により導電率測定、走査型電子顕微鏡(SEM: Scanning Electron Microscope)により組織観察、元素分布を行い、高周波誘導結合プラズマ(ICP: Inductively Coupled Plasma)発光分光分析により元素濃度分析を行った。残りの鑄造

材は、回転冷間鍛造加工によりφ9.2 mmまで加工した後、冷間伸線にてφ0.45 mmに加工し供試材とした。供試材を各温度で時効熱処理を施し、4端子法により抵抗測定、引張試験機により引張強さ、伸びを測定した。

3.2 急冷鑄造実験

2.2節の③Zr固溶量増大によるZr析出強化を調べることを目的に、Al-0.6Co-0.4Zr合金鑄造材の冷却速度を算出するため、鑄造温度:1,073 K、鑄造径:φ15 mm、φ20 mm、φ25 mm、φ30 mm鑄型内部に熱電対を沿わせ鑄造材の温度変化をデータロガーにて測定した。3.1節と同様に供試材を作製し、φ0.45 mmの573 K時効材の特性を評価した。

3.3 高温鑄造実験

2.2節の③Zr固溶量増大によるZr析出強化を調べることを目的に、次にAl-0.6Co-0.4Zr合金の鑄造温度における特性を調べるため、φ30 mm鑄造にて鑄造温度を変化させて鑄造を行った。鑄造径:φ30 mm、鑄造温度:1,023 K、1,073 K、1,123 Kの鑄造を行い、3.1節と同様に鑄造材からφ0.45mm供試材を作製し、φ0.45 mmの573 K時効材の特性を評価した。

3.4 高温・急冷鑄造実験

2.2節の③Zr固溶量増大によるZr析出強化を調べることを目的に、Al-0.6Co-0.4Zr合金中のZrをできるだけ固溶させるため、高温・急冷鑄造を行った。3.2節同様に、鑄造温度:1,123 K、鑄造径:φ15 mm、φ30 mmの鑄造材の温度変化を測定し、冷却速度を求めた。得られた鑄造材の下から20 mm部分をSEM、電子プローブマイクロアナライザ(EPMA: Electron Probe Micro Analyzer)により組織観察、元素分布測定を行い、ICP発光分光分析により元素濃度分析を行った。3.1節と同様に供試材を作製し、φ0.45 mmの623 K時効材の特性を評価し、透過型電子顕微鏡(TEM: Transmission Electron Microscope)により化合物観察、分析を行った。

4. 実験結果と考察

4.1 鑄造実験結果

1,073 K、φ30 mmで鑄造を行ったAl-0.6Co-0.4Zr合金とAl-0.4Zr合金の化学組成を表2に示す。Fe, Siはアルミニウム中に含まれる不純物元素である。φ30 mm鑄造材の横断面のSEM観察結果を図2に示す⁹⁾。Al-

0.4Zr合金は、板状のAl-Fe化合物を生成しているが、Al-0.6Co-0.4Zr合金は、繊維状のAl-Co-Fe化合物を生成しており、Al-0.4Zr合金よりも広い範囲で化合物が生成していた。また、板状のAl-Fe化合物は存在していなかった。これは、添加したCoがアルミニウムとFeの化合物となって晶出したものと考えられる。いずれのサンプルからもZr化合物は検出されなかった。Zrはアルミニウム合金中に固溶していると考えられる。

1,073 K, $\phi 30$ mm 鋳造材を回転冷間鍛造加工により、 $\phi 9.2$ mm まで加工した後、各温度、各時間時効し、ビッカース硬さ試験を行った結果を図3に示す⁹⁾。各温

表2 アルミニウム合金の化学組成

Table 2 Chemical composition of aluminum alloys

Alloy	Composition (mass%)				
	Co	Zr	Fe	Si	Al
Al-0.6Co-0.4Zr	0.63	0.34	0.13	0.035	Bal.
Al-0.4Zr	<0.001	0.38	0.14	0.038	Bal.

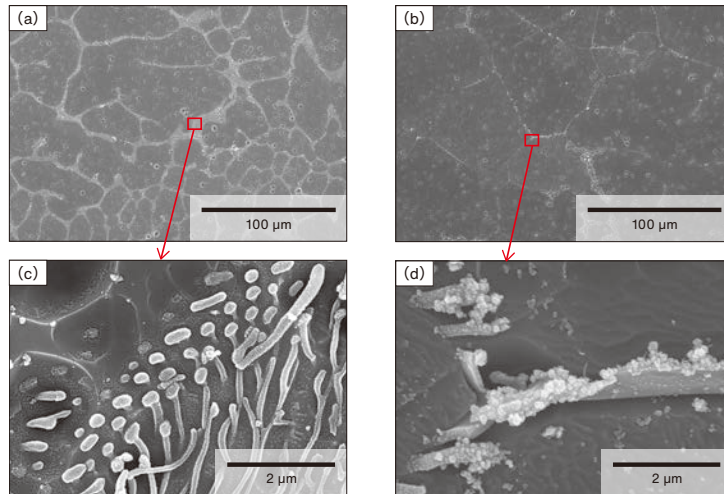


図2 アルミニウム合金鋳造材の横断面 SEM 像 (a) Al-0.6Co-0.4Zr alloy (b) Al-0.4Zr alloy (c) (a) 拡大図 (d) (b) 拡大図

Fig.2 Cross-sectional SEM images of as-cast aluminum alloys (a) Al-0.6Co-0.4Zr, (b) Al-0.4Zr, (c) enlarged view of box in (a), (d) enlarged view of box in (b)

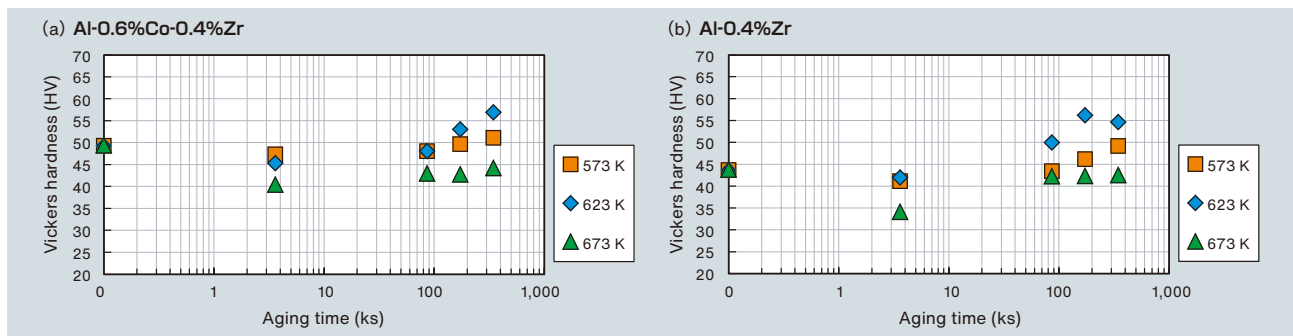


図3 アルミニウム合金鋳造材の横断面ビッカース硬さ ($\phi 9.2$ mm) (a) Al-0.6Co-0.4Zr alloy (b) Al-0.4Zr alloy

Fig.3 Vickers hardness of cross section of Aluminum alloys ($\phi 9.2$ mm) (a) Al-0.6Co-0.4Zr, (b) Al-0.4Zr

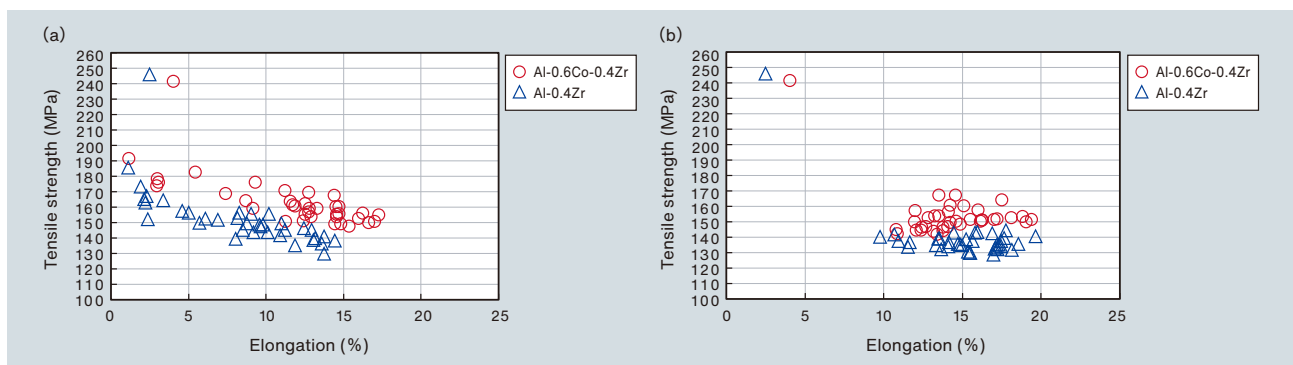


図4 アルミニウム合金 $\phi 0.45$ mm 線材の伸びと引張強さ (a) 時効温度: 573 K (b) 時効温度: 623 K

Fig.4 Tensile strength and elongation of $\phi 0.45$ mm aluminum alloy wire (a) aging temperature: 573 K, (b) aging temperature: 623 K

度において、時効時間の伸長に伴いビッカース硬さの向上が見られたのはAl-Zr化合物による析出強化と考えられる。573 K, 623 Kでは、初期硬さよりも向上しているが、673 Kでは、初期硬さよりも低下していた。これは、アルミニウム合金の軟化とZr化合物の析出粒子が粗大化することで強化機構に寄与しなくなったためと考えられる。

各サンプルをφ0.45 mmまで冷間伸線した後、時効温度573 K, 623 Kで1時間から96時間まで時効した試料の破断時伸びと最大引張強さの関係を図4に示す。どちらの時効温度においても、Al-0.6Co-0.4Zr合金の方がAl-0.4Zr合金よりも引張強さが10~20 MPa程度大きかった。573 Kでは、Al-0.6Co-0.4Zr合金の方が伸びは大きい、623 Kでは、伸びが同等であった。

4.2 急冷铸造実験結果

Al-0.6Co-0.4Zr合金を铸造温度1,073 K, 铸造径: φ30 mm, φ25 mm, φ20 mm, φ15 mmで铸造したときの冷却速度を算出した結果を表3に示す。铸造径が小さくなると、冷却速度は速くなり、铸造材横断面の導電率は低下した。

1,073 K, φ30 mm铸造材からφ25 mm, φ20 mm, φ15 mmと小径化した铸造材から3.1節と同様に供試材を作製し、φ0.45 mmの573 K時効材の引張強さの測定結果を図5に示す⁹⁾。铸造径を細くすること

表3 铸造径による铸造材の各種特性

Table 3 Characteristics of casting material by casting diameter

Casting temperature (K)	1,073			
	30	25	20	15
Casting diameter (mm)	30	25	20	15
Cooling speed (K/s)	8	11	20	23
Conductivity (%IACS)	51.7	50.1	49.9	48.3

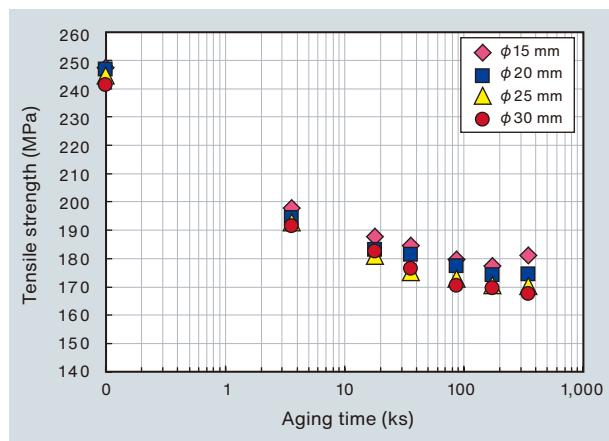


図5 Al-0.6Co-0.4Zr合金φ0.45 mm線材の引張強さ(573 K時効)

Fig.5 Tensile strength of Al-0.6Co-0.4Zr alloy φ 0.45 mm wire by casting diameter (Aging temperature: 573 K)

によって、引張強さは向上する傾向があり、φ20 mm, φ15 mm铸造品の時効時間345.6 ks (96 h)で引張強さが向上した。

これは、铸造径が細くなることによって冷却速度が速くなり、アルミニウム合金中に固溶するZr濃度が増加し、時効によりAl-Zr化合物が多く析出したためと考えられる。

4.3 高温铸造実験結果

次にアルミニウム合金中に固溶するZr濃度の影響を調べるため、Al-0.6Co-0.4Zr合金をφ30 mm铸造にて铸造温度を変化させて铸造を行った。4.2節同様に各铸造温度で作製したφ0.45 mm線材の573 K時効後の引張強さの結果を図6に示す⁹⁾。铸造温度が高くなると、引張強さが向上した。铸造温度1,123 K品は、時効時間345.6 ks (96 h)で引張強さが向上した。これは、铸造温度が高くなることによって、添加Zrの溶解量、及びアルミニウム合金中へ固溶するZr濃度が増加し、時効析出したAl-Zr化合物が増加したためと考えられる。

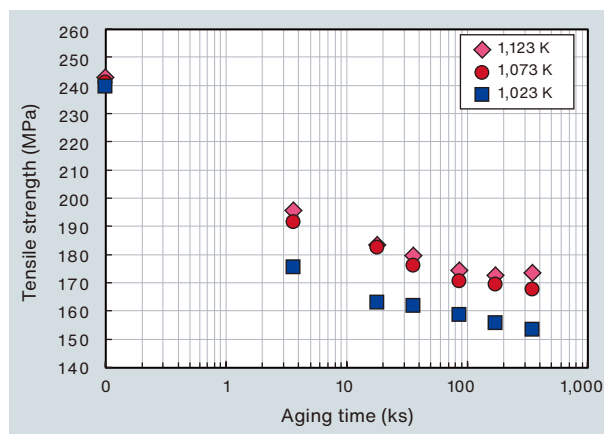


図6 铸造温度におけるAl-0.6Co-0.4Zr合金φ0.45 mm線材の引張強さ(φ30 mm铸造, 573 K時効)

Fig.6 Tensile strength of φ 0.45 mm Al-0.6Co-0.4Zr wire at casting temperature (Casting diameter: 30 mm, Aging temperature: 573 K)

4.4 高温・急冷铸造実験結果

Al-0.6Co-0.4Zr合金の铸造温度と铸造径における冷却速度を算出した結果を表4に示す。冷却速度は溶湯を注いで最高温度に達した時間の温度を铸造温度として、完全凝固したグラフの傾きに近似することで求めた。铸造温度が高い(1,073 Kより1,123 K)方、および铸造径が細い(φ30 mmよりφ15 mm)方が冷却速度はより速くなるのが分かる。またこのときの铸造材の導電率は、冷却速度が速い方が導電率はより低下していることが分かる。すなわち、高温・急冷铸造することに

よりアルミニウム合金中にZrが過飽和固溶していると考えられる。

得られた鋳造材横断面外側部分(表面から約1.3 mm内側)のSEM像を図7に示す。鋳造温度が高い方は、デンドライトアーム間隔が小さくなり、また鋳造径が

表4 高温・急冷鋳造材の各種特性

Table 4 Characteristics of material produced by high-temperature casting and rapid cooling

Casting temperature (K)	1,073		1,123	
	30	15	30	15
Casting diameter (mm)	30	15	30	15
Cooling speed (K/s)	8	23	11	45
Conductivity (%IACS)	51.7	48.3	49.6	47.4

細かい方は、デンドライトアーム間隔が小さくなっていった。鋳造温度が高く、かつ鋳造径が細いもののデンドライトアーム間隔が最も小さくなっていった。このことから、冷却速度が速いことでデンドライト成長の核が数多く発生し、素早く凝固したと考えられる。

得られたφ15 mm, 1,123 K鋳造材横断面のEPMA元素分布結果を図8に示す。赤やオレンジ色を示した場所は分布濃度が高く、濃い青色を示した場所は分布濃度が低いことを示す。(b) Al mapping, (c) Zr mappingより、Al濃度が高い場所にZrが存在し、(b) Al mapping, (d) Co mappingよりAl濃度が薄い場所に

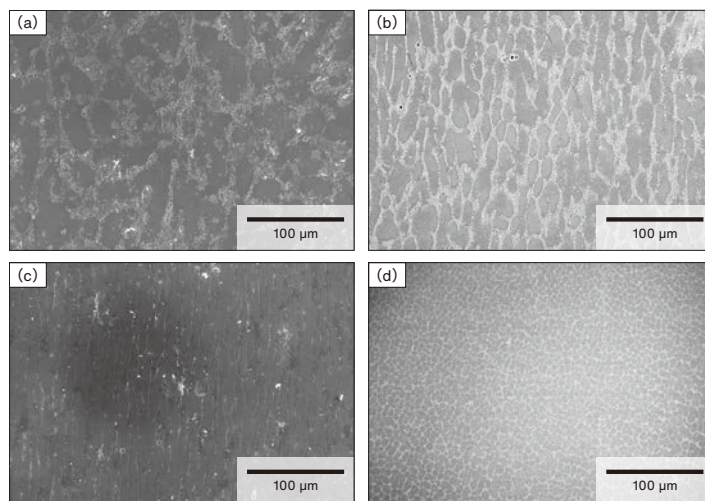


図7 アルミニウム合金鋳造材の横断面 SEM 像 (a) 断面 30 mm 鋳造 (温度) 1,073 K (b) 断面 30 mm 鋳造 (温度) 1,123 K (c) 断面 15 mm 鋳造 (温度) 1,073 K (d) 断面 15 mm 鋳造 (温度) 1,123 K

Fig.7 Cross-sectional SEM images of as-cast aluminum alloys (a) casting diameter: 30 mm, casting temperature: 1,073 K, (b) casting diameter: 30 mm, casting temperature: 1,123 K, (c) casting diameter: 15 mm, casting temperature: 1,073 K, (d) casting diameter: 15 mm, casting temperature: 1,123 K

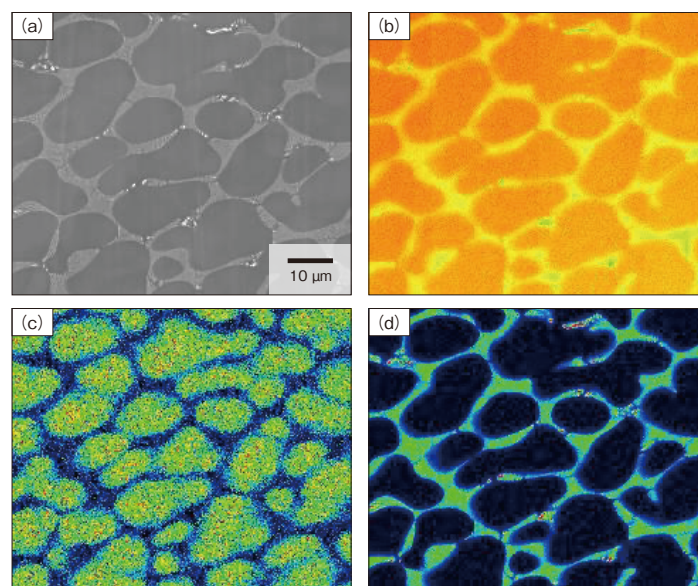


図8 アルミニウム合金鋳造材の横断面 EPMA 元素分布(φ 15 mm, 1,123 K 鋳造) (a) SEM 像(b) Al マッピング(c) Zr マッピング(d) Co マッピング

Fig.8 EPMA element maps of cross section of as-cast aluminum alloy (casting diameter: 15 mm, casting temperature: 1,123 K) (a) SEM image, (b) Al mapping, (c) Zr mapping, and (d) Co mapping

Coが存在しており、初晶アルミニウム内にZr濃度が高い部分が認められ、アルミニウム中にZrが固溶していると考えられる。Co元素はAl-Co-Fe化合物として晶出し初晶アルミニウムに掃き寄せられ、初晶の間に存在していた。

得られた各 casting 材の化学組成を表5に示す。Zr濃度は、φ15 mm, 1,123 K casting 材が最も高く、φ30 mm, 1,073 K casting 材が最も低い結果であり、これは表4の冷却速度との関係と同じ傾向を示している。

φ0.45 mmに冷間伸線加工した線材を623 K時効

表5 Al-0.6Co-0.4Zr合金の casting 条件違いでの化学組成

Table 5 Chemical composition of Al-0.6Co-0.4Zr alloy for different casting conditions

Al-0.6Co-0.4Zr alloy casting conditions	Composition (mass%)				
	Co	Zr	Fe	Si	Al
φ30 mm, 1,073 K	0.63	0.34	0.13	0.035	Bal.
φ15 mm, 1,073 K	0.63	0.40	0.17	0.037	Bal.
φ30 mm, 1,123 K	0.60	0.37	0.16	0.041	Bal.
φ15 mm, 1,123 K	0.64	0.43	0.19	0.039	Bal.

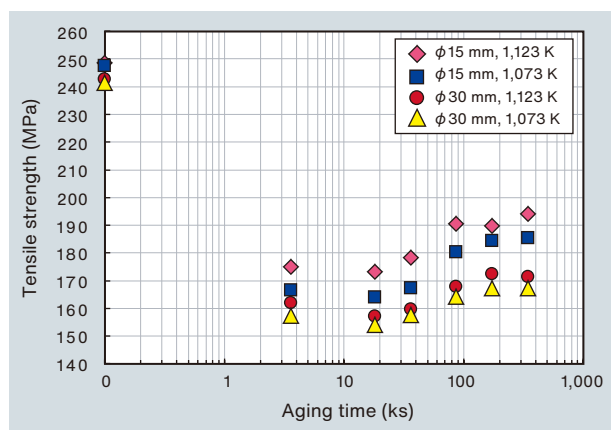


図9 casting 温度、 casting 径における Al-0.6Co-0.4Zr合金φ0.45 mm線材の引張強さ (623 K時効)

Fig.9 Tensile strength of φ 0.45 mm Al-0.6Co-0.4Zr wire for different casting temperatures and diameters (Aging temperature: 623 K)

し、引張強さを測定した結果を図9に示す。 casting 径がφ15 mmの方がφ30 mmよりも引張強さは高く、 casting 温度が1,123 Kの方が1,073 Kよりも引張強さは高いことが分かる。 casting 温度と casting 径を比べた場合、 casting 径が細かい方がより引張強さは高くなっていた。これは、表4の冷却速度の速さ、表5のZr濃度と良く一致している。

φ0.45 mmに冷間伸線加工した線材を623 K時効し、縦断面(伸線方向)のTEM像を図10に示す。化合物が集中している部分とそうでない部分が存在しており、 casting 材の元素分布が冷間伸線加工によって、引き伸ばされ細くなるが元素の存在箇所に大きく変化がないと考えられる。繊維状のAl-Co-Fe化合物が伸線加工によって分断され、ライン状に小さく丸い粒(100~500 nm)で存在していた。Al-Co化合物が存在していない部分には、Al-Zr化合物(50~200 nm)が存在していた。また、これまでにAl-Zr化合物を観察できていなかった結晶粒内を高倍率で観察したところ、10 nm程度の大きさの多くのAl-Zr化合物の存在を確認できた。これは、高温・急冷 casting することでより多くのZrがアルミニウム合金中に固溶し、時効により結晶粒内にAl-Zr化合物が析出することによって、結晶粒が強化されたと考えられる。

2.1節と同様にAl-0.6Co-0.4Zr合金線の耐熱温度を予測した結果を図11に示す。Al-0.6Co-0.4Zr合金線の耐熱温度は533 Kとなり目標値を満足することが予測できた。

開発したアルミニウム合金線の引張強さと耐熱温度、導電率の関係を図12に示す。引張強さは、6000系アルミニウム合金線やA社アルミニウム合金線に劣るが、開発品は当社従来アルミニウム合金線よりも導電率の低下が2%IACSあるものの、高強度かつ耐熱温度を高く

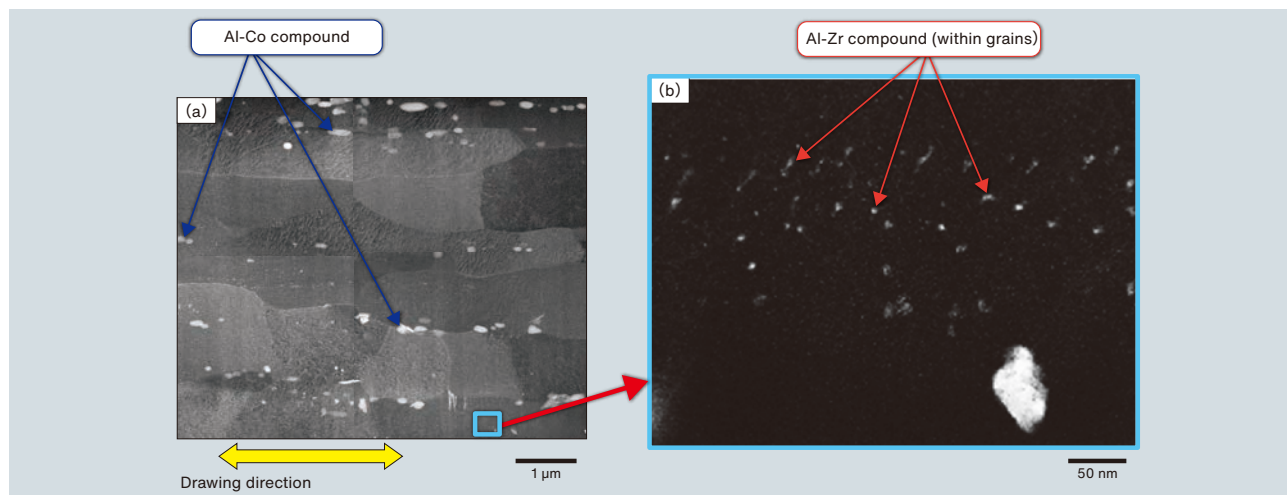


図10 アルミニウム合金伸線時効材の縦断面 TEM 像 (φ0.45 mm, 623 K時効) (a) TEM 像 (b) 拡大図

Fig.10 TEM images of longitudinal section of aluminum alloy following wire drawing and aging (a) TEM image, (b) enlarged view of box in (a)

したことで導体断面積を200mm²にできる見通しを得た。より大電流用途や細径が必要となる箇所への本開発品の適用が期待される。

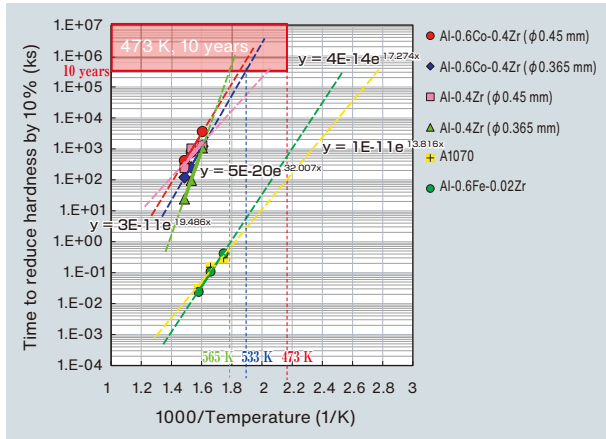


図11 Al-0.6Co-0.4Zr合金線のアレニウスプロットによる耐熱温度予測

Fig.11 Heat-resistant temperature prediction by Arrhenius plot of Al-0.6Co-0.4Zr alloy wire

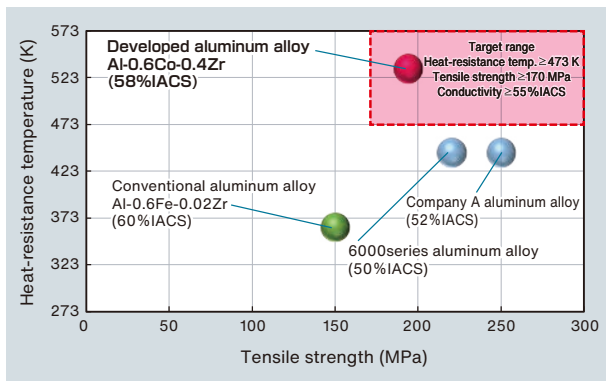


図12 開発アルミニウム合金線の特徴

Fig.12 Properties of developed aluminum alloy wire

5. 結言

ケーブル導体を銅線からアルミニウム合金線に切り替えた際、2サイズアップする導体断面積を1サイズアップに抑えるために、耐熱温度 ≥ 473 K、引張強さ ≥ 170 MPa、伸び $\geq 10\%$ 、導電率 $\geq 55\%$ IACSを満たす高耐熱・高強度アルミニウム合金線の開発を行った。アルミニウム合金組成をAl-0.6Co-0.4Zrとして casting 条件、時効熱処理条件を検討し、ケーブル素線サイズである $\phi 0.45$ mmの機械的特性、耐熱温度を評価し以下の結論を得た。

(1) Al-Zr合金にCoを添加 casting、Al-Co-Fe化合物が生成、伸線加工することで微細分散し、時効することで、伸びが向上した。

(2) Al-Co-Zr合金線の耐熱温度を533 Kと予測した。

(3) casting 条件は casting 温度を高く、 casting 径を細くした高温・急冷 casting とする、すなわち冷却速度を速くすることによって、 casting 組織を微細化し、Zr固溶領域を多くしてZr固溶量を増大させた。これを623 K時効によりAl-Zr化合物を細かく、多く結晶粒内に析出させることで引張強さ194 MPa、伸び12.5%、導電率58% IACSの特性が得られた。これにより、アルミニウム合金ケーブルの導体断面積を200 mm²にできる見通しを得た。

今後は、実機設備での試作により開発品の特性を評価し、製品への適用をめざしていく。

6. 謝辞

本研究を進めるにあたり、ご助言いただいた茨城大学伊藤吾朗名誉教授・特命研究員に深く感謝する。

引用文献

- 1) 金属データブック改訂4版, p.10, p.13.
- 2) 木村: アルミニウム百科事典, 軽金属協会, (1969), p.297.
- 3) 小林, 他: SEIテクニカルレビュー, vol.194(2019-1), p.8-13.
- 4) 古河電工時報, vol.137(2018-2), p.63-65.
- 5) 自動車用材料のアルミ化によるCO₂削減貢献定量化調査報告書, 日本アルミニウム協会, (2021), p.1-4.
- 6) 村上: まてりあ, vol.58, No.10(2019), p.553-556.
- 7) 非鉄金属資源開発技術のしおり, 石油天然ガス・金属鉱物資源機構, (2014), p.2.
- 8) 三宅: 軽金属, 36(1986), p.51-60.
- 9) 鷲見, 他: 軽金属学会第138回春期講演大会概要, (2020), p.259-260.



鷲見 亨
Toru Sumi
株式会社プロテリアル
機能部材事業本部
電線統括部 鋳造・製線技術部
修士(工学)



西 和也
Kazuya Nishi
株式会社日立製作所
エネルギービジネスユニット
風力発電システム本部 風力保全部
博士(工学)



秦 昌平
Shohei Hata
株式会社プロテリアル
機能部材事業本部
電線統括部 鋳造・製線技術部
博士(工学)