

アームスブロンズの鋼への Overlay

アームスブロンズを鋼に肉盛した時、肉盛面に欠陥が見られることがある。

これは鉄の希釈により $\gamma + \delta$ 相を形成し、伸びが 0% 近くになるためとは考えられないか？

一般的にアームスブロンズの溶接ワイヤー(NW-4、NW-5) は α 単層合金として設計されている。

Fig.1の Cu-Al 二元系の平衡状態図に見られるように α 相の固溶限は室温で Al = 9.4%程度と考えられるが、現実問題として実際の製品は熱平衡状態まで達しておらず α 相過飽和(非平衡)の状態まで含めると更に固溶限は広がっていると考えられる。

このようなコンセプトにより、通常の α 単相アームスブロンズ ワイヤーについては Al の成分範囲を 7~10%と限定している。

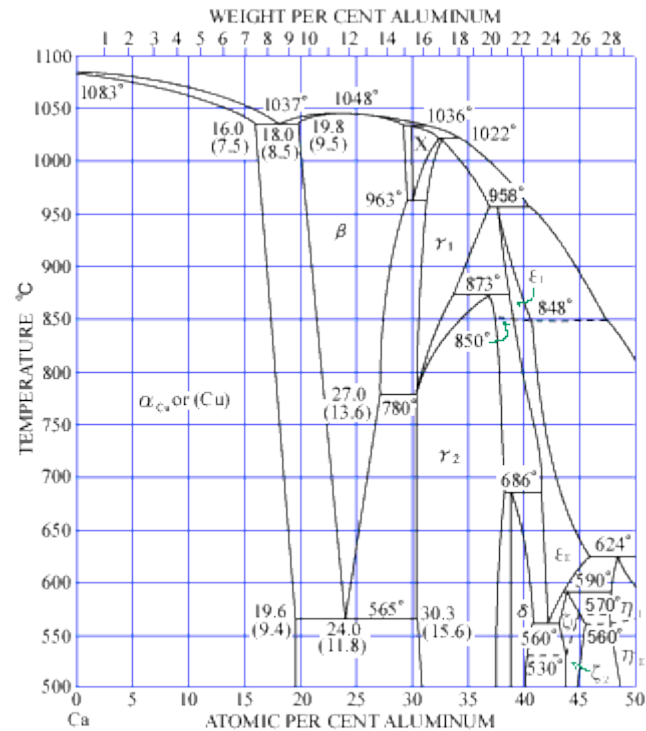


Fig.1 銅-アルミ 2元合金平衡状態図

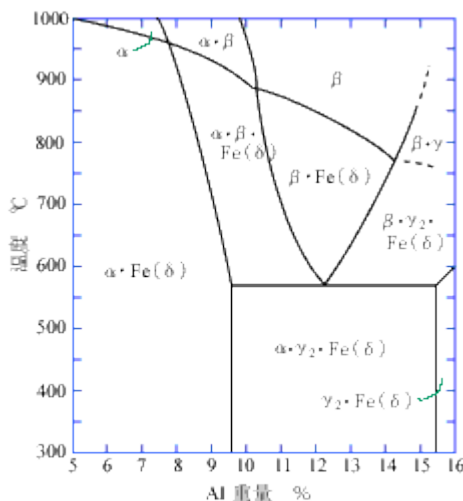


Fig.2 銅-アルミ-鉄 3次元合金平衡状態図
3%鉄面

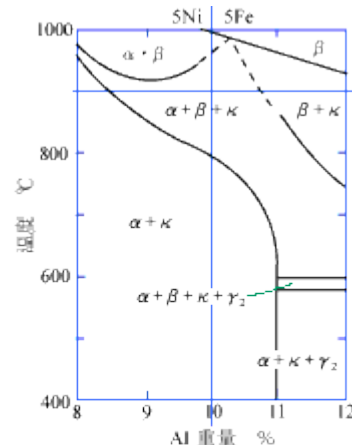


Fig.3 銅-アルミ-ニッケル-鉄
4元合金平衡状態図

5%ニッケル 5%鉄面

Fig.2は上記 Cu-Al に 3.0% Fe を加えた際の平衡状態図で、Fe は全ての領域で δ Fe として析出し、 α 相の固溶限はほとんど変化していない。(Fe の固溶は過飽和により生じ得る)

更に 5% Ni, 5% Fe を添加した場合の平衡状態図(Fig.3)では α 相の固溶限はむしろ拡大され

ている。これは NiAl 系の化合物相である κ 相の析出により Matrix において実質的に Al が減少するためと考えられている。

つまり Fe の添加、増量によって α 相の固溶限はむしろ広がると考えられる。

従って、 α 型のアームスブロンズ ワイヤーで溶接した場合、Fe の希釈が生じてても Fig.2 に見られるようにほとんどの場合が $\alpha + \delta\text{Fe}$ (析出)、或いは希に $\alpha + \beta + \delta\text{Fe}$ (析出)の2通りの組織のみ考えられる。

後者の場合は Al の成分値が上限に近く、かつ高温から急冷されたときに見られる。

γ_2 相は、570℃近辺での $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$ の共析晶として生ずるが、このためには Fig.2 にある通り、Al が実質的に 9.5%以上、 α 相の過飽和分を考慮に入れると 10 数% Al を含有していることが条件となる。

つまり α 単層型のアームスブロンズ ワイヤーを用いた溶接で γ_2 相が見られる場合は、外部から相当量の Al が混入するケース以外にないと思われる。

ちなみに $\alpha + \beta$ 型のアームスブロンズは、室温の平衡相が $\alpha + \gamma_2$ となっているが、Fe、Ni、Mn との共存下では $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$ の共析反応が充分遅いため室温においてはほとんど反応は進まず $\alpha + \beta$ 領域からの通常の冷却で γ_2 のない組織が得られている。

$\alpha + \beta$ 型のアームスブロンズでは脆く耐食性の悪い γ_2 層を避けるため 400~600℃の間での極端な徐冷または長時間保持を避けるべきであるとされている。

γ_2 相については伸びがほとんど 0 と考えられるが、 α 或いは $\alpha + \beta$ 組織についてはある程度延性があると考えられる。

α 単層のアルミ青銅である JIS H3250 C6161BF または $\alpha + \beta$ の JIS H3250 C6191BF では伸びがそれぞれ 25%以上、15%以上との規格がある。

溶接されたアームスブロンズについては溶接条件にも依存するため同じ数値が適用できるとは限らないが、伸びに関しては α 単層アルミ青銅に対する $\alpha + \beta$ アルミ青銅の傾向は同様と思われる。